

3

Metalurgia aplicada



**Instituto Técnico
de la Estructura
en Acero**



ITEA

ÍNDICE DEL TOMO 3

METALURGIA APLICADA

Lección 3.1: Características de las Aleaciones de Hierro y Carbono.	1
1 INTRODUCCIÓN	4
1.1 ¿Por qué es importante la metalurgia para el ingeniero civil y de la construcción metálica.....	4
1.2 Contenido de las lecciones del grupo 3.....	4
2 ESTRUCTURA Y COMPONENTES DEL ACERO	5
2.1 Introducción.....	5
2.2 Componentes del acero.....	5
2.3 La estructura cristalina.....	7
3 FASES DE HIERRO Y CARBONO	9
3.1 Influencia de la temperatura sobre la estructura cristalina.....	9
3.2 Solución de carbono en cristales cmc y ccc	9
3.3 Nomenclatura.....	10
3.4 El diagrama hierro y carbono	11
4 RITMO DE ENFRIAMIENTO	13
4.1 Índice de enfriamiento durante la transformación de austenita en ferrita y tamaño de grano.....	13
4.2 Aceros de enfriamiento lento.....	13
4.2.1 Influencia del carbono sobre la microestructura.....	13
4.2.2 La necesidad de controlar el tamaño de grano	15
4.2.3 Control del tamaño de grano mediante normalización	16
4.2.4 Cambios estructurales unidos a la laminación en caliente de aceros	16
4.3 Aceros de enfriamiento rápido	18
4.3.1 Formación de martensita y bainita.....	18

4.3.2	Martensita en estructuras soldadas.....	19
4.3.3	Bonificación.....	20
4.3.4	Control de la formación de martensita	21
5	INCLUSIONES	23
5.1	Azufre, fósforo y otras impurezas.....	23
5.2	Manganeso en aceros para estructuras	24
6	RESUMEN FINAL	26
7	BIBLIOGRAFÍA	26
8	BIBLIOGRAFÍA ADICIONAL.....	26
	Lección 3.2: Procesos de Fabricación y Conformado	27
1	TECNOLOGÍA DE FABRICACIÓN DEL ACERO.....	30
1.1	Introducción.....	30
1.2	Fabricación del acero	31
1.2.1	El método del convertidor básico de oxígeno de horno alto	31
1.2.2	El método del horno de arco eléctrico (figura 4).....	33
1.3	Fabricación de acero en cuchara (afino)	34
1.3.1	Aspectos generales	34
1.3.2	Proceso de fabricación de acero en cuchara: desoxidación y afino (figura 5)	35
1.4	Colada y solidificación	36
1.4.1	Aspectos generales	36
1.4.2	Tecnologías de colada.....	36
1.4.2.1	Colada en lingotera (figura 6).....	36
1.4.2.2	Colada continua (figura 7).....	37
2	TECNOLOGÍA DE CONFORMADO Y TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	39
2.1	Introducción.....	39
2.2	Laminado en caliente.....	39
2.2.1	Descripción de la operación de laminado.....	39
2.2.2	Laminación primaria	40
2.2.3	Laminación de acabado.....	41
2.2.4	Procesos de laminado en caliente	43

3 RESUMEN FINAL	47
4 BIBLIOGRAFÍA ADICIONAL	47

Lección 3.3.1: Introducción a las Propiedades Físicas de los Aceros **49**

1 INTRODUCCIÓN	52
1.1 Naturaleza de los metales	52
1.2 Propiedades sensibles e insensibles a la estructura	52
2 RESISTENCIA	53
2.1 Dislocaciones y deformación plástica	53
2.2 Diagrama tensión-deformación para probetas de tensión simple....	54
2.3 Respuesta multiaxial.....	57
2.3.1 Coeficiente de Poisson.....	57
2.3.2 Estados de tensiones multiaxiales y su influencia sobre la fluencia	58
2.3.3 Endurecimiento por deformación en frío bajo tensiones multiaxiales	58
2.4 Influencia de la temperatura y del grado de deformación	58
2.4.1 Temperatura	59
2.4.2 Grado de deformación	59
2.5 Medios de incremento de la resistencia.....	60
2.6 Dureza	62
3 RESUMEN FINAL	63
4 BIBLIOGRAFÍA ADICIONAL	63
APÉNDICE	65

Lección 3.3.2: Propiedades Mecánicas de los Aceros **69**

1 TENACIDAD	72
1.1 Tipos de rotura	72
1.2 Influencia de la temperatura, la velocidad de carga, la multiaxialidad y la geometría.....	73
1.3 Ensayo de flexión por choque sobre probeta entallada	74

1.4	Tenacidad a la rotura	75
1.5	Adecuación al uso destinado	78
1.5.1	Ensayo de placa ancha	78
1.5.2	Conceptos de mecánica de rotura	79
2	COMBINACIÓN ÓPTIMA DE RESISTENCIA Y TENACIDAD	82
3	PROPIEDADES DE FATIGA	84
3.1	Fatiga de inicio controlado	84
3.1.1	Ensayo	84
3.1.2	Daño por fatiga	85
3.1.3	Influencia de diversos parámetros	85
3.1.4	Límite de fatiga en condiciones de servicio reales	86
3.1.5	Predicción del daño acumulativo	86
3.2	Fatiga de propagación controlada.....	86
4	RESUMEN FINAL	88
5	BIBLIOGRAFÍA ADICIONAL	88
	APÉNDICE	89
	Lección 3.4: Calidades y Tipos de acero	93
1	INTRODUCCIÓN	96
2	DEFINICIÓN DE ACERO	97
3	CLASIFICACIÓN DE LOS TIPOS DE ACERO	98
3.1	Clasificación según la composición química	98
3.2	Clasificación según clases de calidad.....	98
4	NORMAS DE CALIDAD DESTINADAS A ACEROS PARA ESTRUCTURAS.....	99
4.1	Consideraciones generales	99
4.2	Puntos principales	99
4.2.1	Proceso de fabricación del acero	99
4.2.2	Estados de suministro	99
4.2.3	Composición química	100
4.2.4	Propiedades mecánicas	100
4.2.4.1	Propiedades de tracción	100
4.2.4.2	Propiedades de resiliencia (ensayo de choque).....	100
4.2.4.3	Dirección de la toma de muestras.....	100

4.2.5	Propiedades tecnológicas	100
4.2.5.1	Soldabilidad	101
4.2.5.2	Conformabilidad	101
4.2.6	Acabado superficial	102
4.2.7	Inspección y ensayo	102
4.2.8	Marcado	102
5	TIPOS DE ACERO PARA ESTRUCTURAS	103
5.1	Productos laminados en caliente de aceros no aleados para aplicaciones estructurales generales conforme a EN 10 025 [4].	103
5.1.1	Descripción general	103
5.1.2	Designación de los aceros	103
5.1.3	Tipos de acero	103
5.2	Productos laminados en caliente de aceros soldables de grano fino conforme a EN 10 113 [5]	104
5.2.1	Descripción general	104
5.2.2	Estados de entrega	104
5.2.3	Clasificación de calidades	104
5.2.4	Designación	105
5.2.5	Calidades y tipos de acero	105
5.3	Aceros para estructuras destinados a aplicaciones en plataformas petrolíferas	105
5.4	Tipos de acero con propiedades frente al desgarro laminar	107
5.4.1	Descripción general	107
5.4.2	Calidades con propiedades frente al desgarro laminar	107
5.5	Acero resistente a la corrosión atmosférica conforme a EN 10 155 [6]	108
5.5.1	Descripción general	108
5.5.2	Resistencia a la corrosión	108
5.5.3	Tipos de acero	109
5.5.4	Soldadura	110
5.6	Tipos de acero para galvanización por inmersión en caliente	110
6	RESUMEN FINAL	111
7	BIBLIOGRAFÍA	111
	APÉNDICE 1: Calidades y tipos de acero	113
	APÉNDICE 2: Definición y clasificación de los tipos de acero conforme a EN 10 020	117

APÉNDICE 3: Definiciones relativas al tratamiento termomecánico del acero	121
APÉNDICE 4: Comparación de la composición química (análisis sobre colada) de tipos de acero para estructuras, suponiendo un límite elástico de 355N/mm ²	125
Lección 3.5: Selección de la calidad del acero	129
1 INTRODUCCIÓN.....	132
2 EL FENÓMENO DE LA FRACTURA FRÁGIL.....	133
3 CONCEPTOS DE MECÁNICA DE ROTURA Y PROCEDIMIENTOS DE ENSAYO	135
4 METODOLOGÍA PARA LA SELECCIÓN DEL ACERO.....	138
4.1 El método francés	138
4.2 El método británico.....	139
4.3 El método belga	139
5 METODOLOGÍA ADOPTADA EN EUROCÓDIGO 3.....	141
6 ACTUAL CATEGORÍA DE LAS REGLAS DEL EUROCÓDIGO 3	143
7 COMPARACIÓN DE LAS ESPECIFICACIONES DERIVADAS DE DIVERSOS MÉTODOS.....	144
8 DEBATE	148
9 COMENTARIO DE LAS ACTUALES REGLAS DEL EUROCÓDIGO 3	149
10 RESUMEN FINAL	150
11 BIBLIOGRAFÍA.....	151
TABLAS.....	152
Lección 3.6: Soldabilidad de los Aceros para Estructuras	177
1 INTRODUCCIÓN.....	180
1.1 Breve descripción del proceso de soldadura	180
1.2 Principales procesos de soldadura.....	180
1.3 Diseño y preparación de la unión soldada.....	181
1.4 Efectos del ciclo térmico de la soldadura sobre la microestructura....	183
1.5 Tensiones residuales y distorsión de soldadura.....	184
1.6 Atenuación de tensiones residuales.....	185

2	SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS PARA ESTRUCTURAS	186
2.1	Introducción.....	186
2.2	Fisuración por solidificación del metal de aportación.....	186
2.3	Fisuración de la zona afectada por el calor (HAZ)	187
2.3.1	Fisuración por licuación (fusión líquida, “quemado”).....	187
2.3.2	Fisuración inducida por hidrógeno.....	188
2.4	Desgarro laminar	191
2.5	Fisuración por recalentamiento.....	192
3	RESUMEN FINAL	194
4	BIBLIOGRAFÍA	194
	DIPOSITIVAS COMPLEMENTARIAS	195

ESDEP TOMO 3 METALURGIA APLICADA

Lección 3.1: Características de las Aleaciones de Hierro y Carbono

OBJETIVOS/CONTENIDO

Presentar aspectos importantes de la metalurgia del acero, necesarios para comprender sus propiedades físicas.

CONOCIMIENTOS PREVIOS

Ninguno.

LECCIONES AFINES

- Lección 3.2: Procesos de Fabricación y Conformado
- Lección 3.3.1: Introducción a las Propiedades Físicas de los Aceros
- Lección 3.3.2: Propiedades Mecánicas de los Aceros
- Lección 3.4: Calidades y Tipos de Acero
- Lección 3.6: Soldabilidad de los Aceros para Estructuras

RESUMEN

La lección comienza exponiendo la necesidad que tiene el ingeniero civil o de la construcción metálica de poseer un conocimiento básico de la metalurgia del acero. A continuación se describe la naturaleza cristalina de los hierros y aceros, junto con la influencia del tamaño del grano y de la composición sobre las propiedades. Se expone la capacidad que presenta el acero de tener más de una estructura cristalina (su alotropía) y las propiedades de las principales formas cristalinas de las aleaciones de hierro y carbono.

Se revisan la metalurgia y propiedades de los aceros de enfriamiento lento, incluyendo la influencia del tamaño del grano, la laminación, el posterior tratamiento térmico y la forma y distribución de las inclusiones. Los aceros de enfriamiento rápido se tratan aparte; a una breve descripción del temple y del revenido le sigue la exposición de la influencia de la soldadura sobre el historial térmico local. Se exponen brevemente la templabilidad, la soldabilidad y el control de la fisuración. Por último se subraya la importancia del manganeso como elemento de aleación.

1. INTRODUCCIÓN

1.1 ¿Por qué es importante la metalurgia para el ingeniero civil y de la construcción metálica?

Las propiedades físicas del acero, como son su resistencia, ductilidad y resistencia a la fractura frágil, dependen de su estructura cristalina, del tamaño del grano y de otras características metalúrgicas.

Estas propiedades de la microestructura dependen de la composición química y del historial de deformación térmica del acero. También los tratamientos térmicos derivados de la soldadura pueden tener una gran influencia sobre las propiedades físicas.

A la hora de escoger el acero para estructuras soldadas es importante poseer al menos un conocimiento básico de metalurgia, sobre todo cuando se proyectan estructuras grandes y complejas como puentes, estructuras de plataformas petrolíferas y edificios de varios pisos.

La selección de materiales y de procedimientos y materiales de soldadura exige a menudo la consulta a los “auténticos” metalúrgicos y especialistas en la materia. Para comunicarse con ellos el conocimiento básico de metalurgia resulta esencial.

Por último, este conocimiento básico de metalurgia permite al ingeniero civil y de la construcción metálica comprender mejor las propiedades físicas del acero y el rendimiento de las estructuras soldadas.

1.2 Contenido de las lecciones del grupo 3

La lección 3.1 se ocupa de las características de las aleaciones de hierro y carbono. Siempre que sea posible se establecen relaciones directas con las propiedades físicas y la solubilidad del acero, temas que se tratan en las Lecciones 3.2 y 3.6 respectivamente.

La Lección 3.3 describe la fabricación del acero y su conformación en chapas y perfiles. Se presentan los diversos procedimientos de control de la composición química y los distintos tratamientos de deformación térmica. Se aplican la mayoría de los principios fundamentales descritos en la Lección 3.1.

Existen varios tipos y calidades de acero. El tipo se refiere a las propiedades de resistencia (límite elástico y resistencia a la rotura), mientras que la calidad se relaciona principalmente con la resistencia a la fractura frágil. En la Lección 3.4 se explican los tipos y calidades. Se presenta un sistema para la elección de la calidad adecuada, conforme al Eurocódigo 3 (Anexo C) [1] y se ofrecen algunas directrices para la selección del tipo de acero.

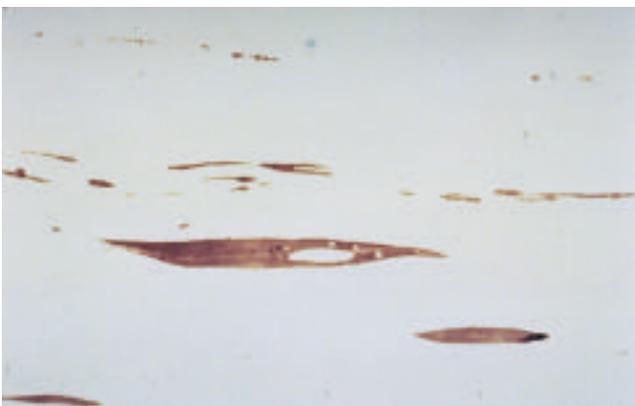
2. ESTRUCTURA Y COMPONENTES DEL ACERO

2.1 Introducción

Para hacerse una idea de la estructura metalúrgica del acero, puede cortarse un fragmento de barra de acero para dejar al descubierto una sección longitudinal, amolando y puliendo la superficie expuesta para examinarla con el microscopio.

Con pocos aumentos se ven algunas partículas extendidas en el sentido de laminación de la barra. Ver diapositiva 1. Estas partículas son inclusiones. Se trata de sustancias no metálicas que han quedado dentro del metal durante su fabricación, generalmente por accidente, pero a veces porque así se ha proyectado. Su presencia no afecta a la resistencia pero tiene un efecto perjudicial sobre la ductilidad y la tenacidad. Algunos tipos de inclusiones pueden mejorar considerablemente la maquinabilidad de los aceros, por lo que pueden introducirse de forma deliberada.

Para descubrir la verdadera estructura del metal debe atacarse químicamente la superficie pulida. Cuando se hace esto puede verse una gran diversidad de microestructuras que refleja la composición y procesamiento del acero. Ver diapositivas 2, 3, 4 y 5.



Diapositiva 1



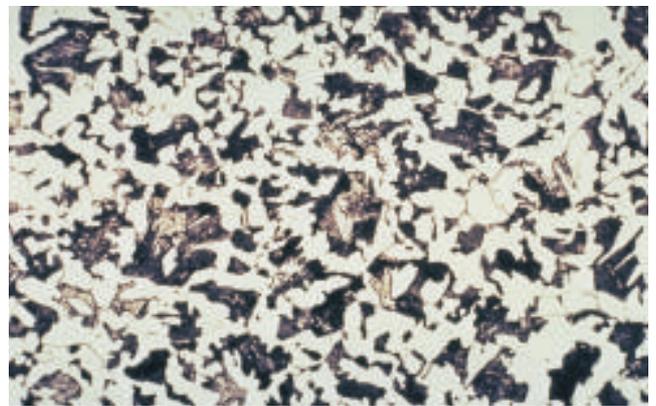
Diapositiva 2

Como se describe en las secciones posteriores de esta lección, la microestructura influye de forma significativa sobre las propiedades del acero.

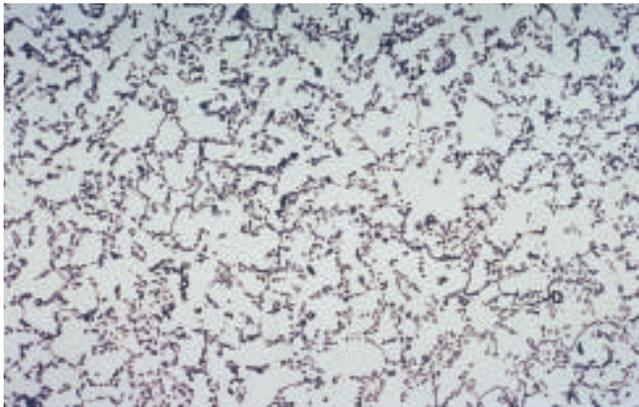
2.2 Componentes del acero

Los aceros y fundiciones son aleaciones de hierro (Fe) y carbono (C) junto con varios elementos más, algunos de los cuales son impurezas inevitables mientras que otros se añaden deliberadamente.

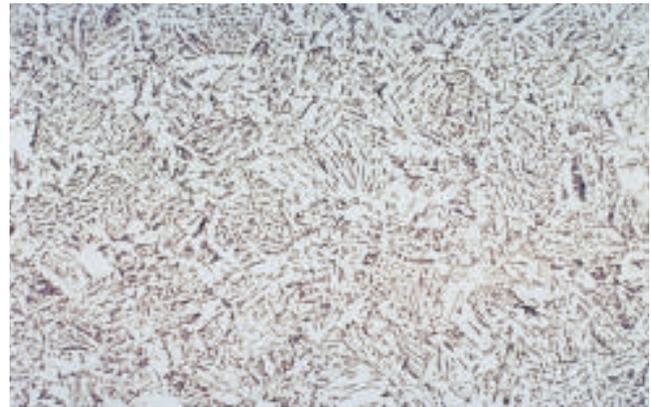
El carbono es el que ejerce una mayor influencia sobre la microestructura y las propiedades del material. Los aceros suelen tener un contenido en carbono inferior al 1% en peso. Los aceros para estructuras contienen menos de un



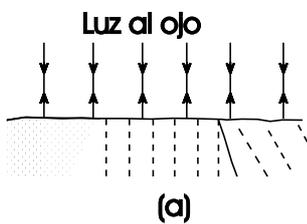
Diapositiva 3



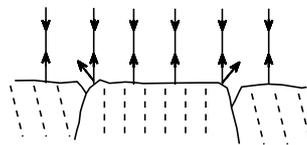
Diapositiva 4



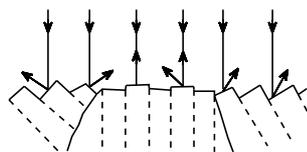
Diapositiva 5



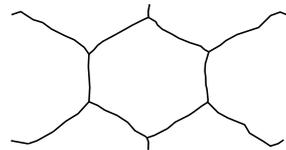
(a)



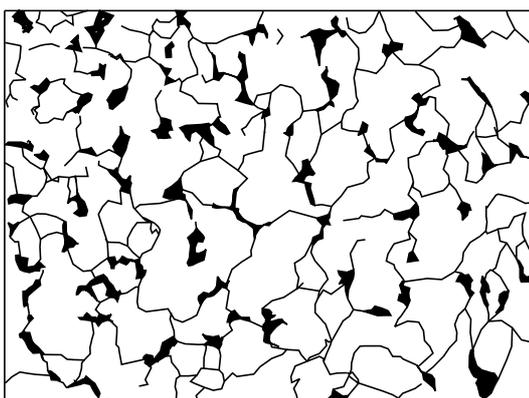
(c)



(b)



(d)



(e)

Las líneas discontinuas indican la dirección de los planos del cristal

0,25% de carbono: el otro elemento principal de la aleación es el manganeso, que se añade en cantidades de hasta alrededor del 1,5%. Otros elementos de la aleación son cromo (Cr), níquel (Ni), molibdeno (Mo) etc. Elementos tales como el azufre (S), fósforo (P), nitrógeno (N) e hidrógeno (H) suelen tener un efecto perjudicial sobre las propiedades físicas, por lo que durante la fabricación del acero se toman medidas para reducir su contenido. Las fundiciones contienen por lo general alrededor de un 4% de carbono. Este alto contenido en carbono hace que su microestructura y propiedades mecánicas sean muy diferentes de las de los aceros.

Cada una de las microestructuras representadas en las diapositivas 2, 3, 4 y 5 es un ensamblaje de componentes menores. Por ejemplo, el acero de 0,2% C de la diapositiva 2 es fundamentalmente un compuesto de granos pequeños, poliédricos, en este caso con un tamaño $< 20 \mu\text{m}$. Un análisis más profundo de uno de estos granos lo muestra como un cristal individual. Sin embargo, a diferencia de los cristales de cuar-

Figura 1 Apariencia de superficies policristalinas

zo, silicón o sulfato de cobre, los cristales de hierro (Fe) son blandos y dúctiles. Más adelante se expone la estructura interna de estos cristales.

El acero de la diapositiva 2 es un ejemplo de sustancia policristalina que se ha hecho visible mediante el pulido y el ataque según se ilustra en la figura 1.

- (a) La superficie está pulida pero no ha sido atacada.
- (b) La superficie está pulida y atacada. Las distintas reflexiones de la luz indican la diferente orientación de los cristales (estructura policristalina).
- (c) Algunos reactivos para ataque sólo afectan a los contornos de los granos. Se utilizan cuando es necesario anali-

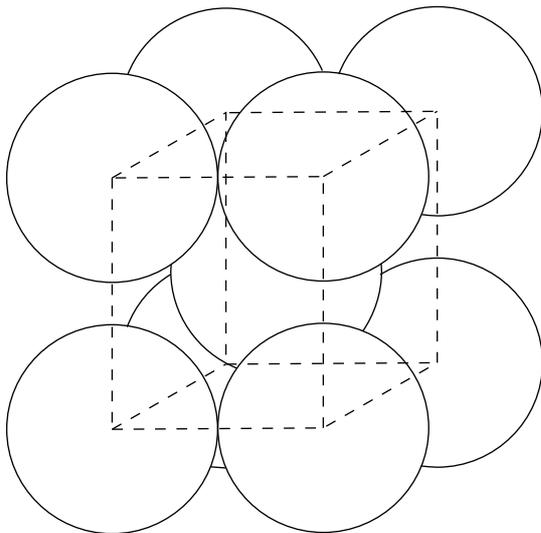
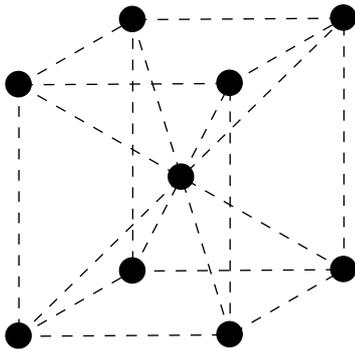


Figura 2 Cristal cúbico de malla centrada: celda unitaria

zar el grano, por ejemplo para hacer una estimación de su tamaño.

- (d) Aspecto de los contornos del grano atacados de la figura 1c.
- (e) Aspecto de un acero con un 0,15% de carbono (ampliación 100x). Las zonas oscuras son perlita. Los contornos del grano aparecen claramente indicados. Las zonas oscuras indican la presencia de carbono.

El ajuste del historial de laminación y tratamiento térmico sufrido por el acero durante su fabricación permite modificar el tamaño del grano. Es una técnica útil, pues el tamaño del grano influye sobre las propiedades. En particular, el límite elástico viene determinado por el tamaño del grano, de acuerdo con la llamada ecuación de Petch:

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2}$$

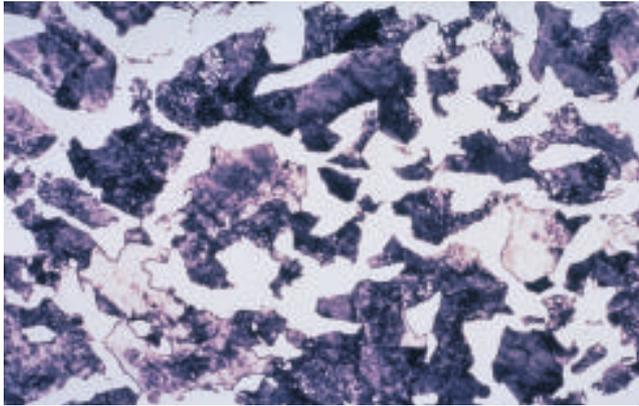
donde

- σ_y es el límite elástico
- σ_0 es en efecto el límite elástico de un cristal aislado muy grande: para el acero dulce es $\approx 50 \text{ N/mm}^2$
- d es el tamaño del grano en mm
- k es una constante del material, que para el acero dulce es de alrededor de $20 \text{ N/mm}^{-3/2}$

Así, si el tamaño del grano es 0.01 mm, $\sigma_y \approx 250 \text{ N/mm}^2$.

2.3 La estructura cristalina

La estructura interna de los granos cristalinos está compuesta de átomos de hierro dispuestos conforme a un patrón regular tridimensional. Este patrón se representa en la figura 2. Se trata de la estructura cristalina cúbica de mallas centradas; los átomos se encuentran en las esquinas y en el centro del cubo. La malla es



Diapositiva 6

de solo 0,28 mm en sus aristas. Un grano típico se compone de alrededor de 10^{15} repeticiones de esta malla.

Esta estructura cristalina del acero a temperatura ambiente es uno de los factores principales que determinan la metalurgia y las propiedades de los aceros.

Los aceros contienen carbono, parte del cual, en cantidad muy pequeña, está contenido dentro de los cristales de hierro. Los átomos de carbono son muy pequeños y pueden adaptarse, con cierta distorsión, entre los espacios mayores existentes entre los átomos de hierro. Esta disposición conforma lo que se conoce como una solución sólida intersticial: el carbono se sitúa en los intersticios del cristal de hierro.

En los aceros de las dispositivos 2, 3 y 4, la mayor parte del carbono residual ha formado un compuesto químico con el hierro, Fe_3C , cementita. La cementita es también cristalina, pero dura y frágil. Con 0,1%C, solo hay una pequeña cantidad de Fe_3C en el acero. Las propiedades de este acero son similares a las del hierro puro¹)[2]. Es dúctil, pero no especialmente resistente; se utiliza en muchas aplicaciones en las que la capacidad de conformado por flexión o plegado es la exigencia principal.

En el caso de un acero de mayor contenido en carbono, digamos 0,4%, según se representa en la diapositiva 5, puede observarse con pocos aumentos que está compuesto por regiones claras y oscuras, aproximadamente al 50:50. Las regiones claras son cristales de hierro con un contenido muy pequeño de carbono disuelto, como en el acero de bajo contenido en carbono. Las regiones oscuras requieren un examen más profundo. La diapositiva 6 muestra una de esas regiones con un aumento mayor. Se aprecia su composición de capas alternas de dos sustancias, hierro y Fe_3C . La separación de las láminas a menudo se aproxima a la longitud de onda de la luz y, como consecuencia de ello, la estructura atacada puede actuar como un enrejado de difracción, ofreciendo unos efectos ópticos semejantes a una iridación nacarada. Por eso esta mezcla de hierro y cementita ha recibido el nombre de "perlita". El origen de la perlita y su efecto sobre las propiedades del acero se revelan al analizar lo que ocurre durante el calentamiento y enfriamiento del acero.

¹ "Hierro puro": $\sigma_y = 40-200 \text{ Nmm}^{-2}$, $\sigma_u = 180-285 \text{ Nmm}^{-2}$, A = 30-60%

3. FASES DE HIERRO Y CARBONO

3.1 Influencia de la temperatura sobre la estructura cristalina

La estructura cristalina cambia con el aumento de temperatura. Con el hierro puro este cambio se produce a los 910°C. Los cristales cúbicos de mallas centradas (cmc) de la figura 2 se convierten en cristales cúbicos de caras centradas (ccc), según se ilustran en la figura 3. En los cristales ccc, los átomos de hierro están en las esquinas del cubo y en el centro de cada cara del cubo. La posición de mallas centradas está vacía.

Un cierto número de átomos ocupan un volumen ligeramente menor cuando se disponen

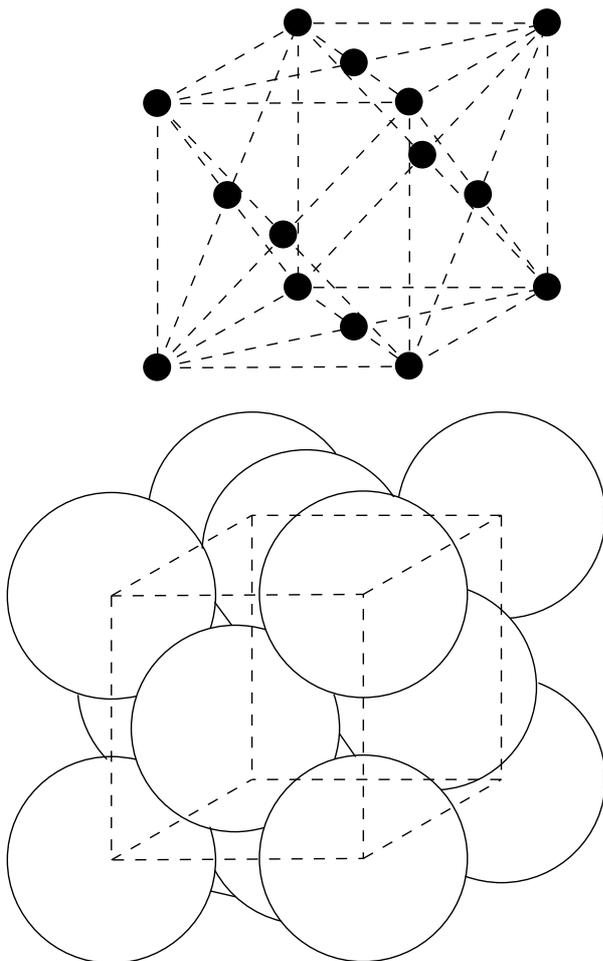


Figura 3 Cristal cúbico de caras centradas: celda unitaria

como cristales ccc que cuando lo hacen como cristales cmc. Así pues, el cambio de estructura cristalina va acompañado de un cambio de volumen, cambio que se ilustra en la figura 4. Cuando se calienta una pieza de hierro puro tiene lugar una dilatación normal hasta que se alcanza una temperatura de 910°C. A esta temperatura se produce una contracción gradual de cerca de un 1/2% del volumen, asociada a la transformación de la estructura cristalina cmc a la ccc. La dilatación térmica continúa al proseguir el calentamiento hasta que, a 1400°C, la estructura ccc retorna a la forma cmc y se produce una dilatación gradual que recupera el volumen perdido a 910°C. El calentamiento más allá de 1400°C produce una dilatación térmica hasta que tiene lugar la fusión a 1540°C. La curva es reversible enfriando lentamente.

La propiedad por la cual los metales pueden tener diferentes estructuras metálicas, en función de la temperatura, se denomina alotropía.

3.2 Solución de carbono en cristales cmc y ccc

Cuando los átomos de dos materiales A y B tienen más o menos el mismo tamaño pueden formarse estructuras cristalinas allí donde cierto número de átomos A son sustituidos por átomos B. Esta solución se denomina de sustitución, ya

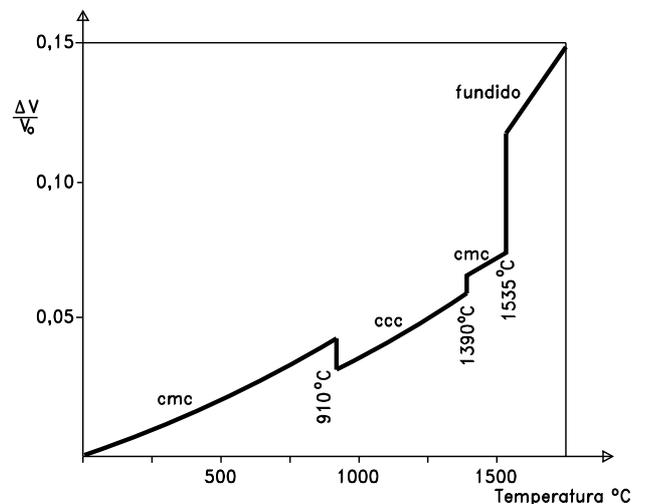


Figura 4 Cambios de volumen al calentar hierro puro

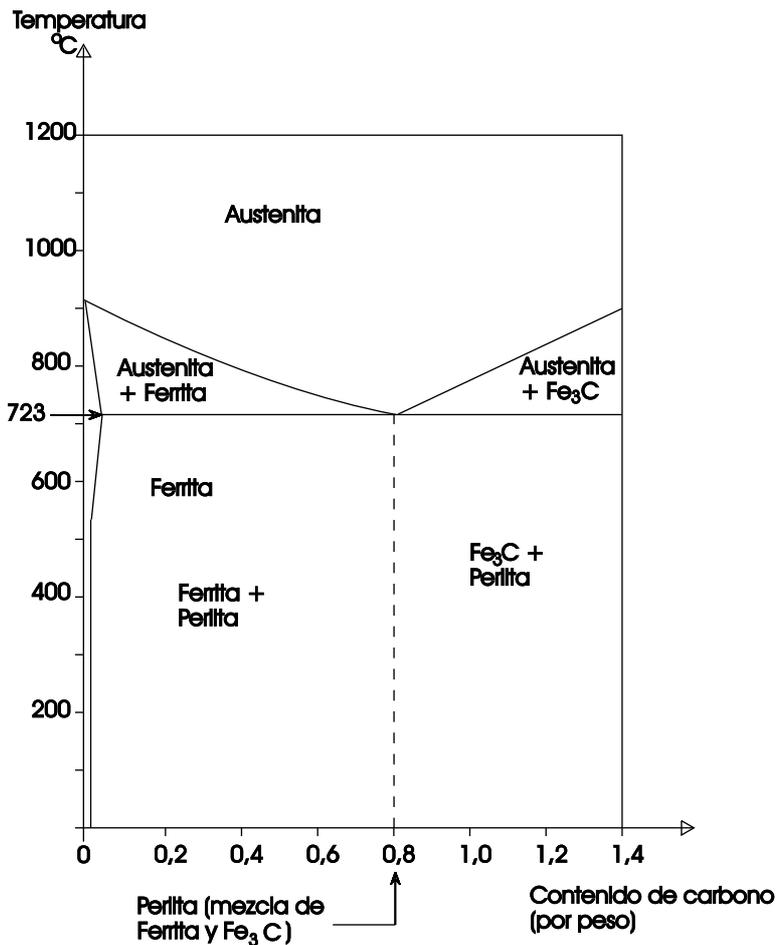


Figura 5 Parte del diagrama de fase hierro - carbono

que un átomo sustituye al otro. Un ejemplo es el níquel en acero.

Cuando los átomos de dos materiales tienen distinto tamaño, el menor de ellos quizá pueda colocarse entre los átomos mayores. Esta es la solución intersticial. El ejemplo más familiar es el de la solución de carbono en hierro. De esta manera, los cristales ccc de temperatura elevada pueden contener hasta un 2% de solución sólida de carbono a 1130°C, mientras que en los cristales cmc de baja temperatura, la máxima cantidad de carbono que puede mantenerse en solución es de 0,02% a 723°C, y de alrededor de un 0,002% a temperatura ambiente.

Así, por ejemplo, un acero que contenga un 0,5% de carbono puede disolverlo todo en los cristales ccc de elevada temperatura, pero al

enfriarse no puede mantener todo el carbono en solución en los cristales cmc. El excedente de carbono reacciona con el hierro dando lugar a cementita (Fe_3C), que es dura y frágil en comparación al hierro puro.

La cantidad de cementita y la distribución de sus partículas en la microestructura es importante para las propiedades físicas del acero.

La distribución de la cementita depende en gran medida de la velocidad de enfriamiento. La distribución puede explicarse haciendo referencia al diagrama hierro y carbono. Ver la sección 3.4.

3.3 Nomenclatura

En metalurgia se emplea la siguiente nomenclatura:

Ferrita o $\alpha\text{-Fe}$ La forma cmc del hierro en la que puede disolverse hasta 0,02%C en peso.

Cementita Fe_3C (que contiene cerca de 6,67%C).

Perlitita La mezcla laminar de ferrita y cementita descrita anteriormente. El contenido global en carbono de la mezcla es de 0,8% en peso.

Austenita o $\gamma\text{-Fe}$ La forma ccc del hierro que existe a elevadas temperaturas y que puede contener hasta aproximadamente 2%C en peso.

Acero Aleaciones con un contenido en carbono inferior al 2% en peso.

Fundición Aleaciones con un contenido en carbono superior al 2% en peso.

El acero que se utiliza en estructuras tales como puentes, edificios y barcos, suele contener entre un 0,1% y un 0,25% de carbono en peso.

El gráfico está dividido en zonas que muestran las estructuras que son estables con composiciones y a temperaturas concretas.

El gráfico puede utilizarse para observar qué ocurre cuando un acero de 0,5%C se enfría a partir de 1000°C (figura 6).

3.4 El diagrama hierro y carbono

El diagrama hierro y carbono es básicamente un mapa. La parte más importante se muestra en la figura 5. En la figura 6 se representan más detalles.

Cualquier punto del campo del gráfico representa un acero con un contenido concreto en carbono a una temperatura concreta.

A 1000°C la estructura es austenita, es decir, cristales ccc policristalinos con la totalidad del carbono disuelto en ellos. Durante el enfriamiento no se produce ningún cambio hasta que no se alcanza una temperatura cercana a 800°C. A esta temperatura se cruza el límite desde el campo etiquetado Austenita (γ) al etiquetado Ferrita + Austenita ($\alpha + \gamma$), es decir, que a partir del hierro ccc comienzan a formarse algunos cristales de hierro cnc, con un contenido muy pequeño en carbono. Puesto que la ferrita contiene tan poco carbono, el carbono restante debe concentrarse en la austenita residual. El contenido en carbono de la austenita y las proporciones relativas de ferrita y austenita en la microestructura, se ajustan por sí mismas para mantener el contenido de carbono global original.

Estas cantidades se pueden calcular observando la parte ampliada del diagrama hierro y carbono que muestra la figura 7. Imaginemos que el acero se ha enfriado a 750°C. La combinación de contenido global de carbono y temperatura está representada por el punto X.

Todos los componentes de la estructura están a la misma temperatura. A través de X se puede trazar una línea de temperatura constante que corta los límites del campo de austenita y ferrita en F y A. Estas intersecciones dan los contenidos en carbono de la ferrita y la austenita respectivamente, a una temperatura concreta.

Si imaginamos ahora la línea FA como una viga rígida giratoria en

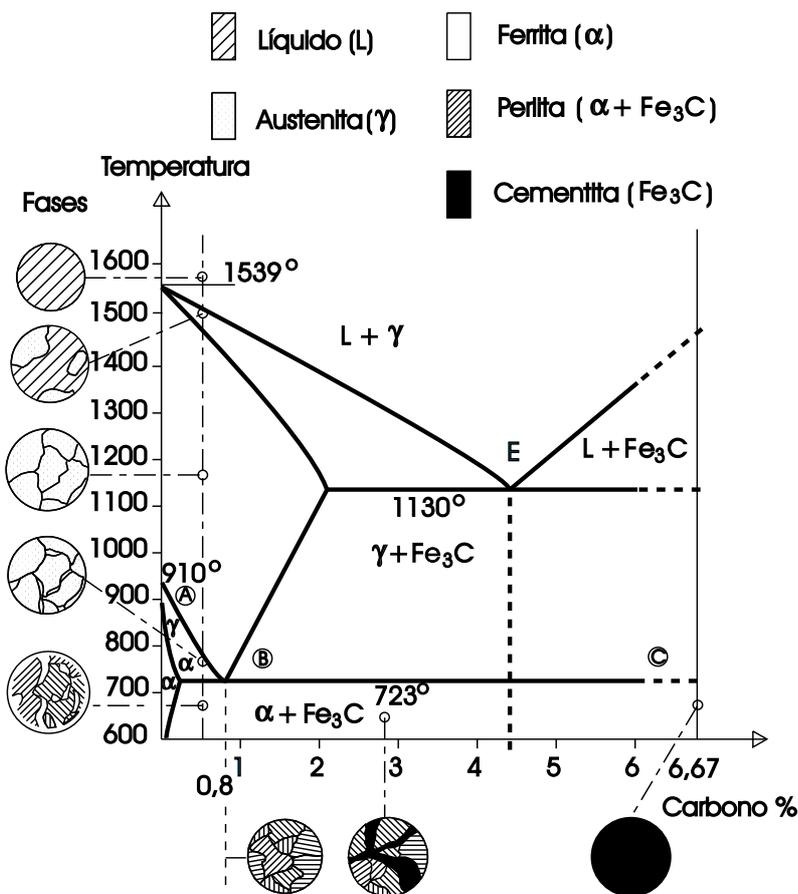


Figura 6 Diagrama de la fase hierro-carbono

torno a un punto de apoyo en X, el “peso” de la austenita que cuelga en A debe compensar el “peso” de ferrita que cuelga en F. Es la llamada regla de la palanca:

$$\text{Peso de ferrita} \times FX = \text{Peso de austenita} \times AX$$

La proporción de ferrita respecto de la austenita en la microestructura viene dada por:

$$\frac{\text{Ferrita \%}}{\text{Austenita \%}} = \frac{AX}{FX}$$

Así, conforme el acero se va enfriando aumenta la proporción de ferrita y el contenido en carbono de la austenita residual, hasta que el enfriamiento alcanza los 723°C. A esta temperatura el contenido en carbono de la austenita es

de 0,8%, y ya no admite más. El enfriamiento justo por debajo de esta temperatura hace que la austenita se descomponga en la mezcla laminar de ferrita y Fe₃C anteriormente identificada como perlita.

Las proporciones de ferrita y perlita en la microestructura, digamos a 722°C, son virtualmente las mismas que las de ferrita y austenita inmediatamente antes de la descomposición a 723°C. Así, haciendo referencia a la figura 7 y empleando la regla de la palanca:

$$\text{Peso de ferrita} \times F'X' = \text{Peso de perlita} \times F'P$$

En este caso, tendría que haber aproximadamente el doble de perlita que de ferrita.

Con otros aceros que contienen menos de 0,8%C la explicación es idéntica, salvo en lo que respecta a las proporciones de perlita en la microestructura por debajo de 723°C. Varía más o menos de forma lineal con el contenido en carbono, entre cero con 0,02%C y 100% con 0,8%. Un acero dulce típico con un contenido de 0,2%C contendría alrededor de un 25% de perlita.

En los aceros que contienen un porcentaje de carbono superior al 0,8%, al enfriarse a partir de temperaturas elevadas la estructura es enteramente austenítica. El primer cambio que se produce es la formación de partículas de Fe₃C a partir de la austenita. Este cambio reduce el contenido en carbono de la austenita residual. Con el enfriamiento ulterior, el contenido en carbono de la austenita sigue la línea del límite entre el campo γ y el campo $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$. Una vez más, al alcanzar los 723°C el contenido en carbono de la austenita es del 0,8%. Al proseguir el enfriamiento, se descompone como antes en perlita. Por lo tanto, la microestructura final consiste en unas pocas partículas de Fe₃C intercaladas en una masa de perlita. Ver figura 6.

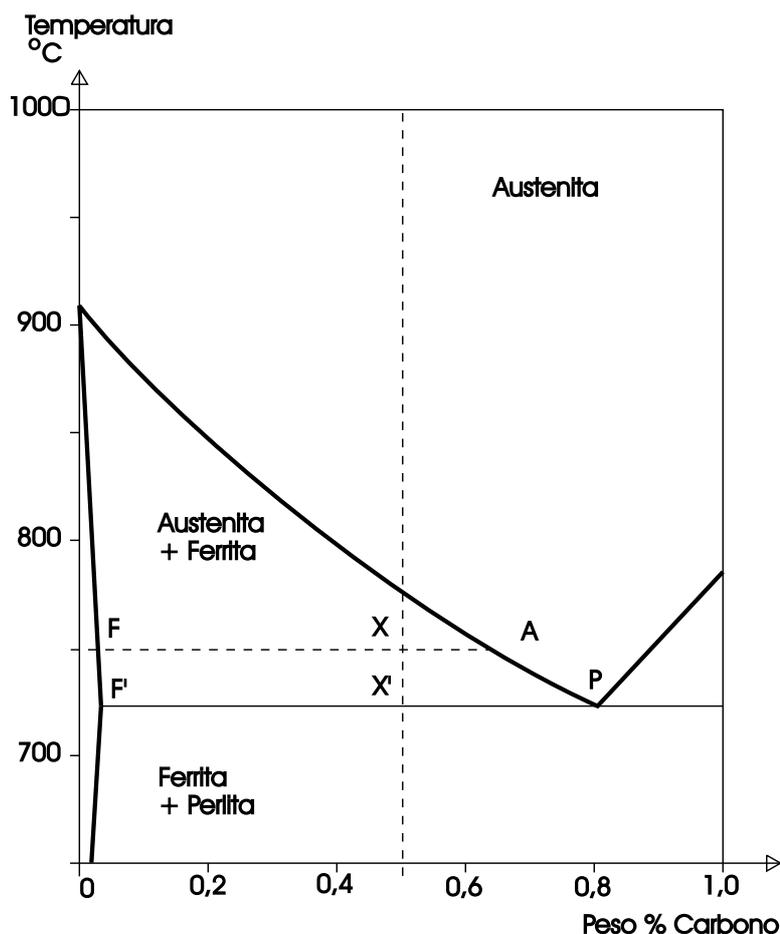


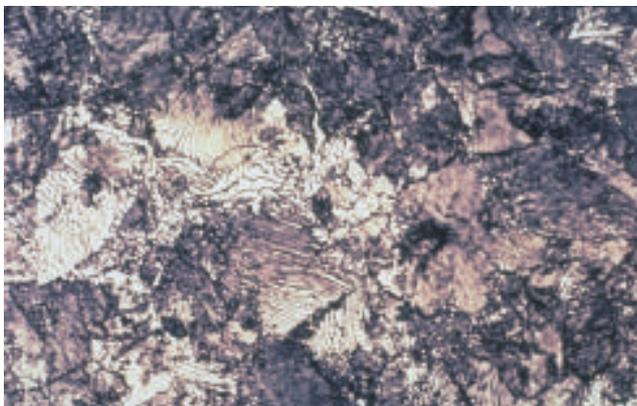
Figura 7 Ilustración de la regla de palanca

4. RITMO DE ENFRIAMIENTO

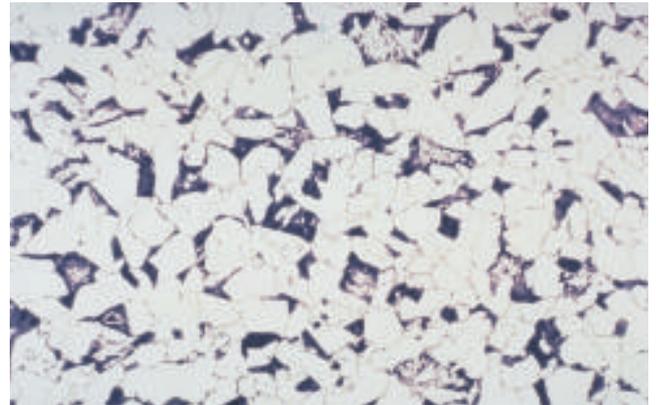
4.1 Índice de enfriamiento durante la transformación de austenita en ferrita y tamaño de grano

Durante el enfriamiento de la austenita comienzan a crecer desde muchos puntos los nuevos cristales cmc de ferrita. El número de puntos de arranque determina el número de granos de ferrita, y por tanto el tamaño de grano. El tamaño de grano es importante, pues de él dependen las propiedades físicas. Los granos pequeños resultan favorables. El número de puntos de arranque puede aumentarse añadiendo elementos como aluminio y niobio. Otro factor importante es el ritmo de enfriamiento. Si es lento, los nuevos granos de ferrita se desarrollan únicamente a partir de unos pocos puntos muy favorables. Con ritmos de enfriamiento elevados el número de puntos de arranque será mucho mayor, y el tamaño de los granos menor. Las diapositivas 7, 8 y 9 muestran aceros con diversos tamaños del grano, producidos a diferentes temperaturas de laminación de acabado.

Otro factor importante lo constituye el hecho de que cuando un acero de grano fino se calienta a una temperatura superior a unos 1000°C, algunos de los granos de austenita crecen mientras los granos contiguos desaparecen. Este crecimiento del grano tiene lugar durante la



Diapositiva 7



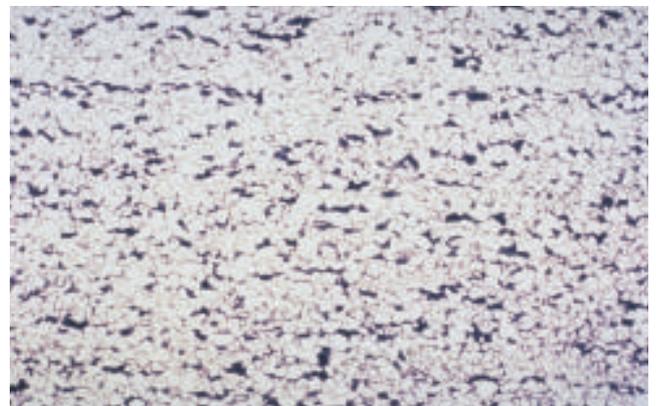
Diapositiva 8

soldadura en la llamada zona afectada por el calor (HAZ, "heat affected zone"). Se trata de una zona de 3-5 mm de anchura situada en la chapa adyacente al metal fundido. Los cambios microestructurales acaecidos en la zona afectada por el calor suelen dar lugar a un deterioro de las propiedades físicas del acero.

4.2 Aceros de enfriamiento lento

4.2.1 Influencia del carbono sobre la microestructura

El diagrama de constitución hierro y carbono de las figuras 5 y 6 muestra que, en los aceros para estructuras (entre 0,1% y 0,25% de carbono), la formación de ferrita comienza a unos 850°C y finaliza a 723°C. Se recordará que la ferrita apenas puede contener carbono. Por consiguiente, la fase austenítica se transforma



Diapositiva 9

en ferrita y cementita (Fe_3C).

Cuando el ritmo de enfriamiento es lento, los átomos de carbono tienen tiempo de migrar separando "capas" en la microestructura y formando la estructura denominada perlita, según se mostró antes en las diapositivas 2, 3, 4 y 5. La ferrita de esta mezcla es blanda y dúctil. El componente cementita es duro y frágil. La mezcla (perlita) posee propiedades entre estos dos extremos.

Las propiedades de resistencia a la tracción de un acero que contiene ferrita y perlita tienen un valor más o menos conforme a las proporciones de estos componentes en la microestructura, como se ve en la figura 8.

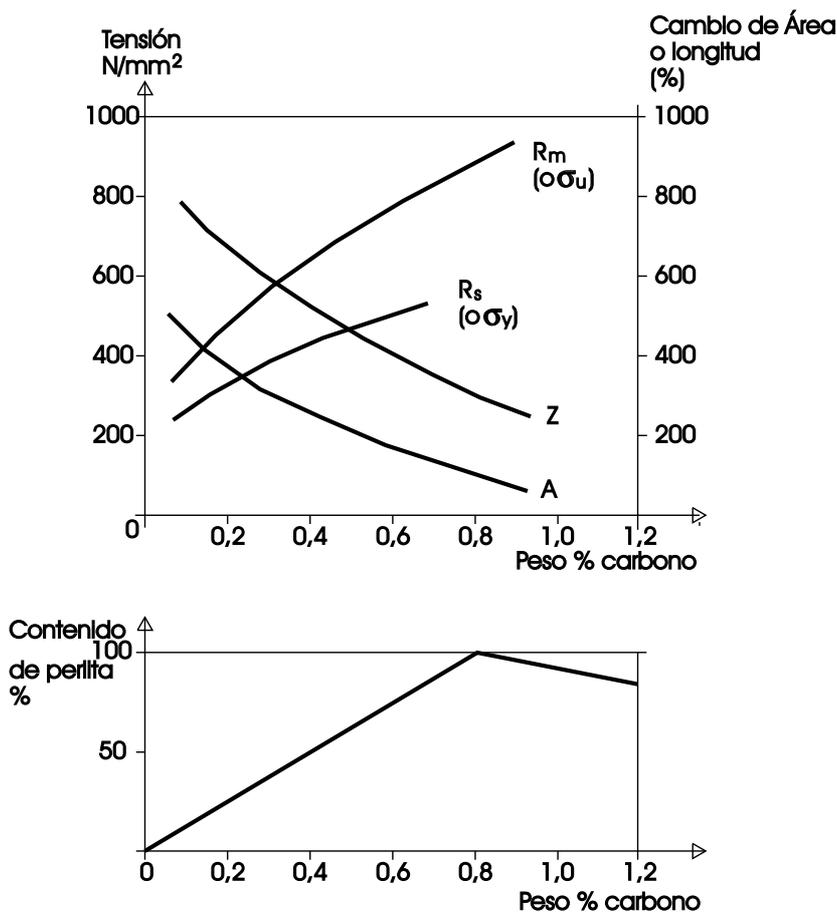


Figura 8 Efectos del contenido de carbono en el contenido de perlita y propiedades del ensayo de tracción de aceros normalizados

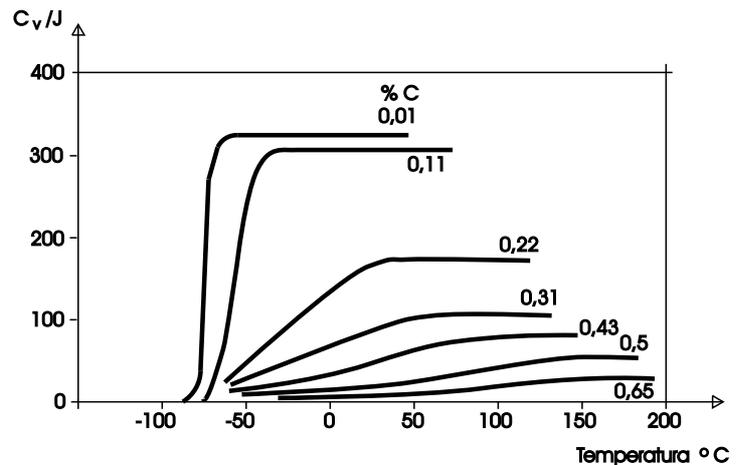


Figura 9 Efecto del contenido de carbono en la transición de dúctil a frágil en los aceros normalizados (Rinebolt & Harris, 1951)

La figura 9 muestra el efecto sorprendente que el contenido en carbono tiene sobre la tenacidad. El aumento del contenido en perlita disminuye la tenacidad de la capa superior e incrementa la temperatura de transición de dúctil a frágil.

Las figuras 8 y 9 muestran una de las dificultades a la hora de elegir el contenido en carbono. El aumento de éste es beneficioso porque mejora el límite elástico y la resistencia a la rotura por tracción, pero es perjudicial en la medida que reduce la ductilidad y tenacidad. Asimismo, un contenido elevado en carbono puede causar problemas en la soldadura. Ver sección 4.3.

En la Norma Europea 10025, Tabla 3, [3] se da la composición química de productos planos y largos. En la figura 10 se presenta un extracto. Por ejemplo, la designación S235 JR indica que el límite elástico es 235 N/mm² como mínimo. Se ha de hacer hincapié en que los valores relativos a la composición reflejados en la tabla son máximos. Muchos fabricantes de aceros consiguen niveles mucho

4.2.2 La necesidad de controlar el tamaño de grano

Las propiedades mecánicas del acero se ven afectadas por el tamaño de grano. Las diapositivas 8 y 9 representan las microestructuras de dos muestras del mismo lote de acero dulce, que han sido tratadas para obtener diferentes tamaños de grano mediante los métodos esbozados en la sección 4.2.3. La reducción del tamaño de grano mejora el límite elástico, pero tiene también un profundo efecto sobre la temperatura de transición dúctil/frágil. Ver figura 11. Así, una misma carga de la microestructura proporciona diversos beneficios; algo desacostumbrado en metalurgia, donde los ajustes realizados para mejorar una propiedad a menudo significan el empeoramiento de otra, por lo que se hace necesario un

Denominación Según EN 10027-1	C en % max. para espesor nominal del producto en mm			Mn x max.	Si x max.	P x max.	S x max.	N x max.
	< 16	> 16 ≤ 40	> 40					
S185	-	-	-	-	-	-	-	-
S235JR	0,21	0,25	-	1,5	-	0,055	0,055	0,011
S235JRG1	0,21	0,25	-	1,5	-	0,055	0,055	0,009
S235JBG2	0,19	0,19	0,23	1,5	-	0,055	0,055	0,011
S235JO	0,19	0,19	0,23	1,5	-	0,050	0,050	0,011
S235J2G3	0,19	0,19	0,19	1,5	-	0,045	0,045	-
S235J2G4	0,19	0,19	0,19	1,5	-	0,045	0,045	-
S275JR	0,24	0,24	0,25	1,6	-	0,055	0,055	0,011
S275JO	0,21	0,21	0,21	1,6	-	0,050	0,050	0,011
S275J2G3	0,21	0,21	0,21	1,6	-	0,045	0,045	-
S275J2G4	0,21	0,21	0,21	1,6	-	0,045	0,045	-
S355JR	0,27	0,27	0,27	1,70	0,60	0,055	0,055	0,011
S355JO	0,23	0,23	0,24	1,70	0,60	0,050	0,050	0,011
S355J293	0,23	0,23	0,24	1,70	0,60	0,045	0,045	-
S355J294	0,23	0,23	0,24	1,70	0,60	0,045	0,045	-
S355K293	0,23	0,23	0,24	1,70	0,60	0,045	0,045	-
S355K294	0,23	0,23	0,24	1,70	0,60	0,045	0,045	-

Figura 10 Extracto de la Tabla 3 de EN 10025

menores, obteniendo una mejor ductilidad, resistencia a la fractura frágil y soldabilidad.

El menor contenido en carbono que puede conseguirse fácilmente a gran escala es de alrededor de 0,04%. Este contenido es el característico de las chapas finas o aceros en banda, destinados a una conformación por deformación extensiva en frío, como en la embutición.

Los contenidos en carbono superiores al 0,25% se emplean en el campo más amplio de los aceros industriales generales. Se trata de aceros utilizados en estado bonificado (ver más adelante) para una multiplicidad de aplicaciones de ingeniería mecánica. Los pernos de gran resistencia destinados a algunas aplicaciones estructurales serían también de este tipo.

compromiso. Un ejemplo de este compromiso se refiere al contenido en carbono, ya tratado anteriormente.

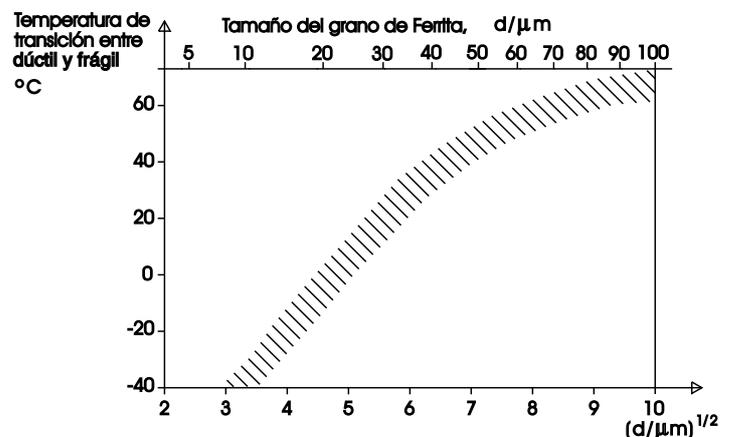


Figura 11 Efecto del tamaño de grano de ferrita en la temperatura de transición dúctil/frágil del acero dulce (0,11%) (Petch, 1959)

4.2.3 Control del tamaño de grano mediante normalización

En la sección 4.2.1 se describen las transformaciones que pueden producirse cuando los aceros se enfrían lentamente. Los átomos de carbono del acero deben cambiar de posición para formar ferrita y perlita a partir de la austenita. Los procesos de difusión que transportan los átomos dentro del sólido tienen lugar a velocidades que dependen exponencialmente de la temperatura. También el ritmo de enfriamiento influye sobre estas transformaciones.

Si se incrementa el ritmo de enfriamiento las transformaciones se producen más rápidamente. Además, los procesos de difusión no pueden mantener el ritmo de la temperatura en descenso. Así, un acero enfriado muy lentamente en el horno se mantiene próximo a las exigencias del diagrama de constitución. Sin embargo, el mismo acero retirado del horno y enfriado al aire puede sobreenfriarse antes de completar su secuencia de transformaciones. Este enfriamiento más rápido tiene dos efectos: en primer lugar tiende a aumentar ligeramente la proporción de perlita en la microestructura; y en segundo lugar, produce ferrita de un tamaño del grano más fino y perlita con laminillas también más finas. Ambos cambios microestructurales ofrecen un límite elástico más elevado y una ductilidad y tenacidad mejores.

Los aceros enfriados en el horno se conocen como aceros completamente recocidos. Los aceros enfriados al aire se conocen como aceros normalizados.

El tamaño de grano puede verse también afectado por la temperatura a la que se enfría el acero en la fase austenítica. Los granos de austenita se hacen más gruesos con el tiempo, y el ritmo de este proceso aumenta exponencialmente con la temperatura. El hecho de que los granos se hagan más gruesos es importante, porque la transformación en ferrita y perlita durante el enfriamiento comienza en los contornos del grano de la austenita. Si las nuevas estructuras empiezan a crecer a partir de puntos

muy separados en una austenita de grano grueso, el tamaño de grano de la ferrita resultante será él mismo más grueso. Así, los aceros no deberían sobrecalentarse al efectuarse la austenitización antes de normalizar.

La temperatura a la que se calienta el acero antes de enfriarlo al aire se conoce habitualmente como temperatura de normalización. Las exigencias expuestas en el último párrafo significan que la temperatura debiera ser lo más baja posible mientras la estructura es una fase austenítica única. En el diagrama de constitución de la figura 5 se observa que la temperatura de normalización disminuye a medida que el contenido en carbono aumenta de cero a 0,8%. Tendría que situarse en la banda rayada de la figura 12.

4.2.4 Cambios estructurales unidos a la laminación en caliente de aceros

Los perfiles de aceros para estructuras se producen mediante lingotes de laminación en

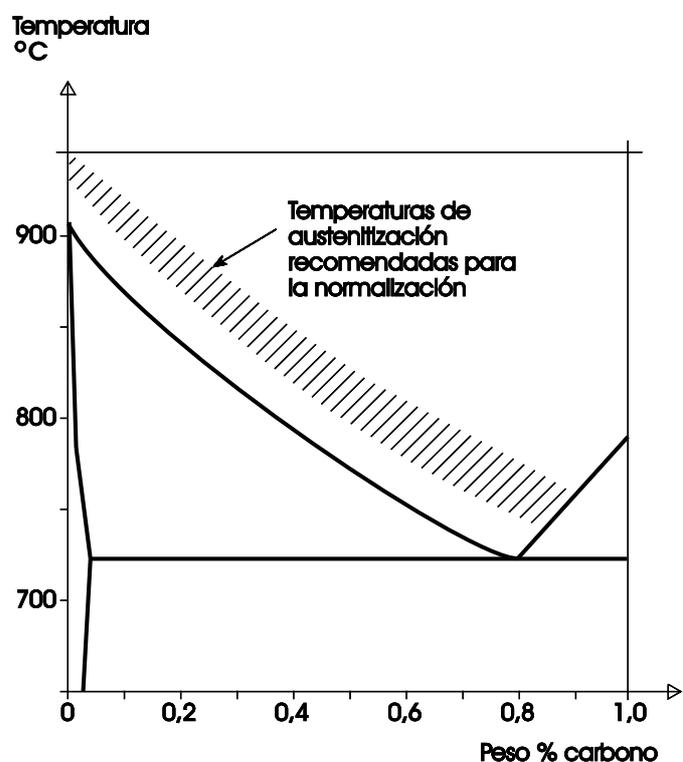
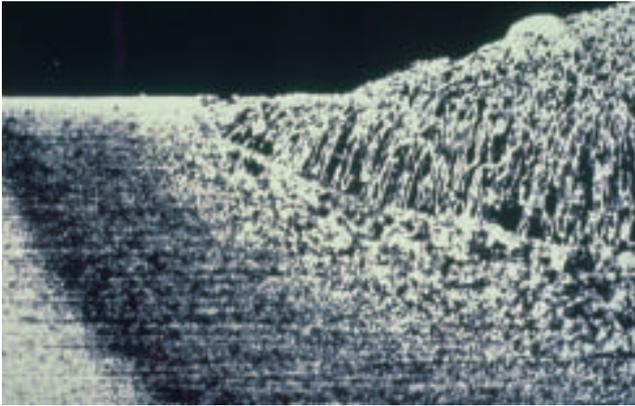


Figura 12 Extracto del diagrama de la fase hierro-carbono



Diapositiva 10

caliente o hilera de material colada de forma continua, dándoseles la forma requerida. Los procesos de laminación tienen un efecto importante sobre el desarrollo de la microestructura de los materiales.

Las etapas tempranas de la laminación se llevan a cabo a temperaturas enteramente dentro de la fase austenítica, en la que el acero está blando y se deforma con facilidad. La deformación sufrida por el material rompe la estructura de grano grueso recién fundida, pero a estas temperaturas elevadas los átomos del material se pueden difundir rápidamente, lo que permite a los granos deformados recrystalizarse y reformar la estructura policristalina equiaxial de la austenita.

Una deformación intensa a bajas temperaturas en la fase austenítica da lugar a granos recrystalizados más finos. Si la laminación se concluye a una temperatura justo por encima de la región ferrita + austenita del diagrama de equilibrio, y se deja enfriar el perfil al aire, se obtiene una microestructura normalizada corriente con una ferrita de grano moderadamente fino. Las modernas técnicas de control de la laminación buscan este resultado, o incluso una laminación a temperaturas todavía más bajas para dar lugar a granos aun más finos.

Cuando la temperatura cae de manera que la laminación se concluye en la fase ferrita + austenita, la mezcla de ferrita y austenita se alarga en el sentido de la laminación y se desarrolla

una estructura a modo de capas. Si entonces se enfría al aire el perfil, la austenita residual se descompone en ferrita y perlita de grano fino, presentándose esta última en el material a modo de bandas con forma de cigarro alargado, como en la diapositiva 10. Los aceros para estructuras no se ven perjudicados por microestructuras de este tipo.

Cuando la temperatura de laminación de acabado sigue cayendo, hasta por debajo de 723°C, el diagrama de equilibrio muestra que la estructura sería una mezcla de ferrita y perlita. La laminación en esta fase se suele restringir a los aceros de bajo contenido en carbono, menos de 0,15%C, ya que la presencia de perlita dificulta la laminación.

Cuando la temperatura es superior a unos 650°C, los granos de ferrita vuelven a cristalizarse al deformarse, como ocurría con la austenita. Las varillas de carburo (Fe_3C) de la perlita se rompen y dan origen a cintas de pequeñas partículas de carburo que se extienden en el sentido de la laminación. Ver diapositiva 11. La ferrita procedente de la perlita se hace indistinguible del resto.

Cuando la laminación se lleva a cabo a temperatura ambiente la perlita se descompone de igual manera, pero la ferrita no puede volver a cristalizarse. Endurece por acritud, es decir, que aumentan el límite elástico y la resistencia a la rotura por tracción del acero, mientras que la ductilidad disminuye. Ver figura 13.



Diapositiva 11

Conforme continúa la laminación en frío aumenta la fuerza necesaria para proseguir la deformación, debido al límite elástico en aumento. Además, el acero se hace menos dúctil y puede empezar a resquebrajarse. La cantidad de laminación en frío que puede realizarse es por tanto mucho menor que la que se puede conseguir cuando el acero está caliente.

Por supuesto, no es necesario aplicar un trabajo en frío durante la laminación. Cualquier modo de deformación del material opera un endurecimiento por acritud. Por ejemplo, el cable de acero de alta resistencia se hace mediante estirado en frío, dando lugar a grandes deformaciones. Otro ejemplo: un tipo de barra de refuerzo se hace torciendo la sección cuadrada para producir una sección helicoidal. La deformación en frío que de esta forma se produce no es grande, pero causa un notable endurecimiento por acritud.

Para recuperar la ductilidad y al mismo tiempo reducir el estado de endurecimiento por acritud del material, es necesario reformar la



Diapositiva 12

estructura policristalina isotrópica de la ferrita. El recalentamiento a temperaturas de entre unos 650°C y 723°C permite la recrystalización de la ferrita. Este tratamiento no afecta a las partículas de carburo.

Así pues, existe otra técnica para controlar el tamaño de grano del acero. Cuanto mayor es el grado de deformación antes del tratamiento de recrystalización y menor la temperatura del mismo, más fino es el tamaño final de grano. Dado que este tipo de tratamiento no conlleva la formación y descomposición de austenita, se conoce como recocido por debajo del punto crítico. La microestructura resultante posee una ductilidad y características de embutición buenas. Las chapas finas de bajo contenido en carbono (<0,1%C) suelen suministrarse en este estado. Algunos productos, como los paneles de la carrocería de vehículos a motor, se forman a partir de este tipo de aceros por prensado en frío.

Si el material se calienta a la fase austenítica, el enfriamiento subsiguiente reformula la microestructura normalizada.

4.3 Aceros de enfriamiento rápido

4.3.1 Formación de martensita y bainita

La normalización hace que los aceros se subenfrien por debajo de las exigencias del diagrama de constitución antes de que la austenita

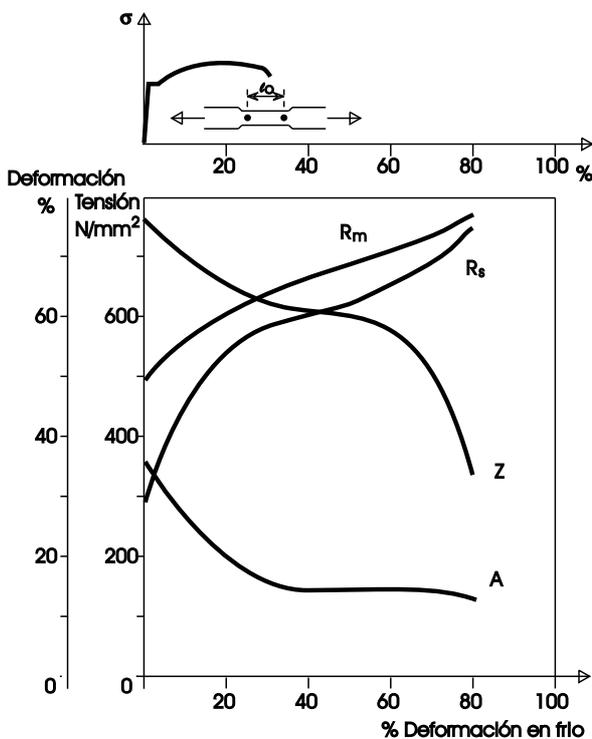


Figura 13 Efectos del trabajo en frío en las propiedades de tracción del acero (0,13-0,18% C, 0,6-0,9% Mn) y en la curva deformación/tensión

grama de constitución antes de que la austenita se transforme en ferrita y perlita finas. Los incrementos ulteriores del ritmo de enfriamiento dan lugar a un mayor subenfriamiento y a microestructuras aun más finas.

El enfriamiento muy rápido mediante temple en agua fría hace que la formación de ferrita y perlita quede en suspenso. La redistribución interna de átomos de difusión controlada, necesaria para formar esos productos, no puede tener lugar con la suficiente rapidez. En su lugar se forman nuevos productos por las transformaciones microestructurales de cizallamiento a temperaturas más bajas. Un enfriamiento muy rápido da lugar a martensita: su microestructura se muestra en la diapositiva 12. Cuando se forma martensita no hay tiempo para la formación de cementita, y la austenita se transforma en una forma muy distorsionada de ferrita sobresaturada de carbono disuelto. La combinación de la distorsión reticular y el intenso endurecimiento por acritud resultante de los procesos de deformación de cizallamiento, necesarios para conseguir la transformación, hacen que la martensita sea extremadamente dura pero muy frágil.

Un enfriamiento menos rápido puede dar lugar a un producto denominado bainita. Es similar a una martensita revenida en la que la mayoría del carbono ha dejado de estar disuelto y ha formado finas agujas de cementita que refuerzan la ferrita.

4.3.2 Martensita en estructuras soldadas

Las estructuras de ingeniería civil no reciben un tratamiento térmico calentándolas a, digamos, 900°C, y templándolas en agua. Sin embargo, existe una determinada circunstancia en la que puede producirse martensita en partes localizadas de la estructura: la soldadura. La zona soldada se lleva a la temperatura de fusión del acero y el metal sólido inme-

diatamente contiguo se calienta a temperaturas enteramente dentro de la fase austenítica. Al retirarse la fuente de calor, toda la zona se enfría a un ritmo determinado principalmente por la conducción térmica a la masa circundante de metal frío. Estos ritmos de enfriamiento pueden ser muy elevados, sobrepasando en algunos casos los 1000°C por segundo, y pueden producir estructuras de transformación tales como martensita y bainita. Más adelante se exponen las propiedades de los aceros de enfriamiento rápido y la influencia del contenido en carbono sobre la naturaleza del producto de transformación: ferrita y perlita, bainita o martensita.

La figura 14 muestra la dureza de la martensita en función de su contenido en carbono. El recalentamiento de la martensita a temperaturas

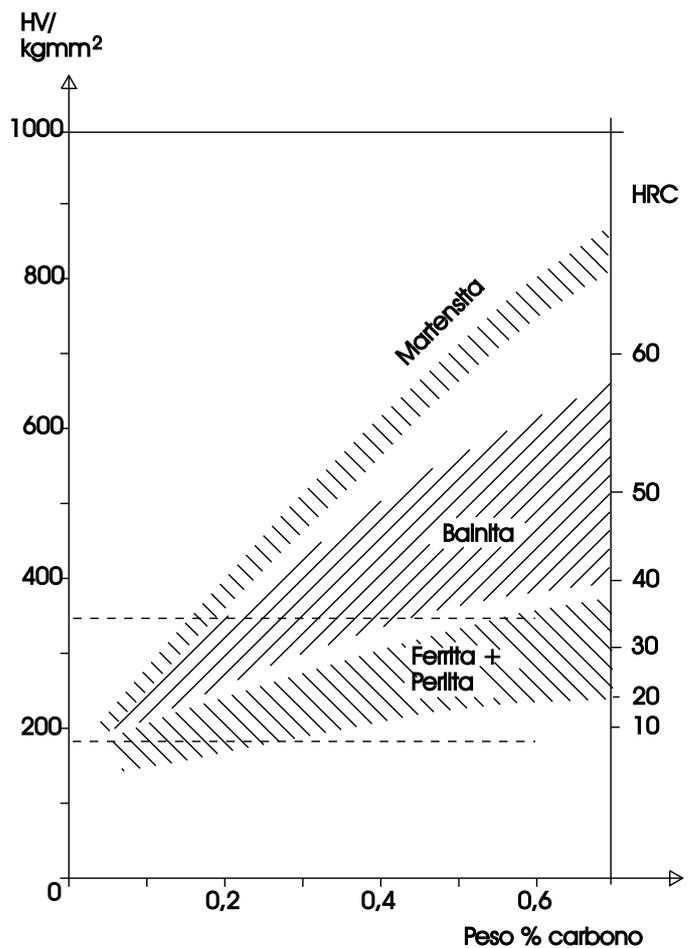


Figura 14 Efectos del contenido de carbono en la dureza de varias microestructuras de acero

superiores a unos 600°C produce la precipitación de cementita, lo que hace que el acero se ablande y se haga más tenaz. Este recalentamiento se conoce como revenido. El alcance de estos cambios aumenta conforme aumenta la temperatura de recalentamiento, como se muestra en la figura 15. El revenido a 600°C produce un material extremadamente tenaz. Aun más, su temperatura de transición de dúctil a frágil es más baja que la del mismo acero en estado normalizado. La bainita tiene propiedades similares a las de la martensita revenida.

4.3.3 Bonificación

Cuando los procesos de temple y revenido se alían para cambiar la composición del acero se puede obtener una gama sorprendentemente amplia de propiedades. Los aceros con tratamiento térmico de este tipo se utilizan para múltiples aplicaciones de ingeniería general que requieren dureza, resistencia al desgaste, resistencia y tenacidad. Una vez más deben establecerse compromisos entre estas propiedades todas ellas deseables, pero, en general, los aceros bonificados presentan unas combinaciones óptimas de resistencia y tenacidad. Para aplicaciones de estructuras, se utilizan chapas bonificadas en grandes depósitos de

almacenamiento, tolvas, equipos de movimiento de tierras, etc.

La martensita producida en una zona afectada por el calor de la soldadura, como resultado de una soldadura de una sola pasada, estaría en su estado no revenido, duro y frágil. Además, la formación de martensita a partir de austenita está acompañada de una dilatación volumétrica de aproximadamente el 0,4%. Esta dilatación, junto con las contracciones térmicas irregulares que tienen lugar como resultado de un enfriamiento asimismo irregular, puede producir tensiones locales de una magnitud suficiente para fisurar la martensita. Puesto que este tipo de fisuración sucede después de haberse enfriado en la HAZ (zona afectada por el calor), se la denomina fisuración en frío. El problema de la fisuración puede verse agravado si la soldadura ha absorbido hidrógeno. Entre las fuentes de hidrógeno durante la soldadura se pueden encontrar la humedad atmosférica o unos electrodos de soldadura húmedos. El hidrógeno disuelto en el metal soldado se difunde a la HAZ dura, donde da inicio a fisuras en los puntos donde se concentra la tensión. Esta difusión puede dar lugar a la fisuración algún tiempo, incluso días, después de haberse completado la soldadura. Las HAZs duras de ductilidad reducida afrontan peor este problema que los materiales más blandos y dúctiles. Este tipo de fisuración se llama fisuración retardada o por absorción de hidrógeno.

Para evitar la fisuración en frío y la fisuración por absorción de hidrógeno es necesario no sobreendurecer el material. Como regla de tres se consideran aceptables durezas en estado bruto de soldadura inferiores a aproximadamente $HV = 350$. En los modernos aceros de bajo contenido en carbono de grano fino, la dureza "admisible" puede elevarse a $HV = 400$ o incluso $HV = 450$.

El riesgo de fisuración por absorción de hidrógeno puede estar también presente en aceros bonificados altamente resistentes, por ejemplo tornillos de alta resistencia 10.9 ($R_e \geq 900 \text{ N/mm}^2$ y $R_m \geq 1000$

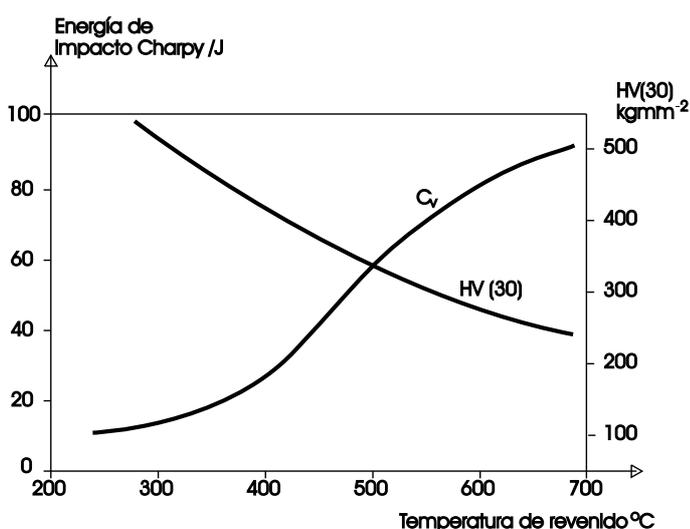


Figura 15 Efectos del revenido en la dureza y tenacidad de la martensita (0,4% C)

N/mm²). Cuando estos tornillos están electrorecubiertos con zinc o cadmio, puede absorberse hidrógeno del baño de recubrimiento. Por lo general la fisuración no se produce hasta algún tiempo después de haberse apretado los tornillos, cuando el hidrógeno se ha difundido a los lugares donde se concentra la tensión, generalmente en el fondo de la rosca.

4.3.4 Control de la formación de martensita

¡La martensita se forma al no hacerlo la ferrita y la perlita! De ello se deduce que los factores metalúrgicos que promueven la formación de ferrita y perlita, inhiben la producción de martensita. La capacidad de un acero para formar martensita antes que ferrita y cementita se denomina templabilidad. Nótese que este término no se refiere al valor de dureza absoluto obtenido, sino a la facilidad de formación de martensita.

El método más apropiado para evaluar la templabilidad es el llamado ensayo de Jominy de enfriamiento. Se austenitiza en forma de barra cilíndrica que luego se temple rociando agua sobre un extremo, de modo que se producen velocidades de enfriamiento diferentes a lo largo de la barra. A continuación se mecanizan y pulen una o dos bandas opuestas en dirección axial a la barra, midiéndose la dureza en función de la distancia al extremo templado.

La figura 16 muestra algunos resultados característicos correspondientes a tres aceros distintos. Para un acero al carbono con 0,08%C y 0,3%Mn, se necesitan ritmos de enfriamiento a 700°C superiores a unos 50°Cs⁻¹ para formar martensita. Por el contrario, con el acero de 0,29%C y 1,7%Mn la martensita se forma a ritmos de enfriamiento mucho más lentos. Es sobre todo el mayor contenido en carbono lo que origina esta diferencia. En el caso del acero aleado que se representa, la martensita se forma uniformemente a ritmos de enfriamiento muy lentos.

La importancia de estas curvas depende en gran medida de lo que se está produciendo. Para una rueda dentada de sección gruesa el acero aleado resultaría ideal. Podría enfriarse suavemente y aun así producir martensita, constituyendo en este caso ese enfriamiento suave una ventaja al reducir las tensiones derivadas de unas velocidades de contracción diferenciales, con lo que se reduce la posibilidad de fisuración en el temple. Podría después someterse al revenido para obtener la combinación deseada de resistencia y tenacidad. Por el contrario, para una junta soldada sería preferible el acero ordinario al carbono, en el que es difícil la formación de martensita y la dureza de la que pudiera producirse sería relativamente reducida.

La soldadura plantea especiales problemas al metalúrgico. Las diapositivas 13 y 14 muestran microsecciones de soldaduras estructurales típicas. Las microestructuras van desde la estructura de fundición de grano grueso del depósito de soldadura, a la zona afectada por el calor (HAZ) y a la microestructura no afectada del metal que va soldarse. Tanto el metal de soldadura depositado como la HAZ deben presentar tras la soldadura la resistencia y tenacidad adecuadas.

Por lo tanto se requiere para la soldadura un acero de baja endurecibilidad. Sobre ella

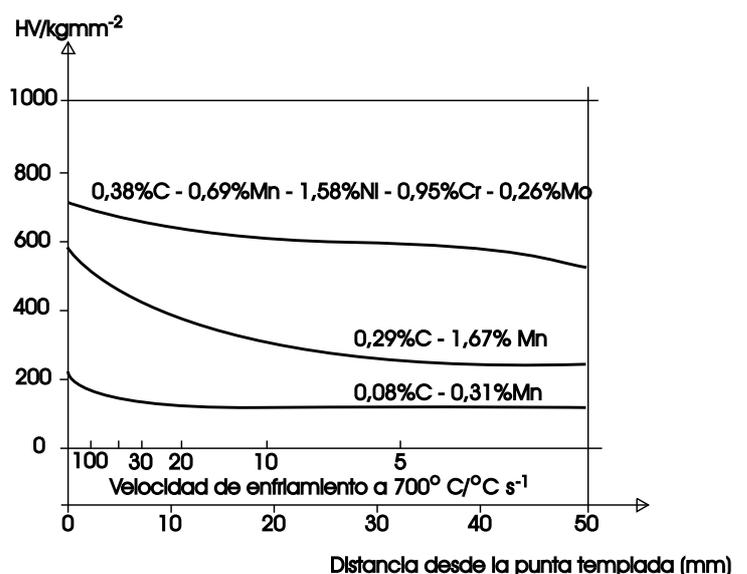
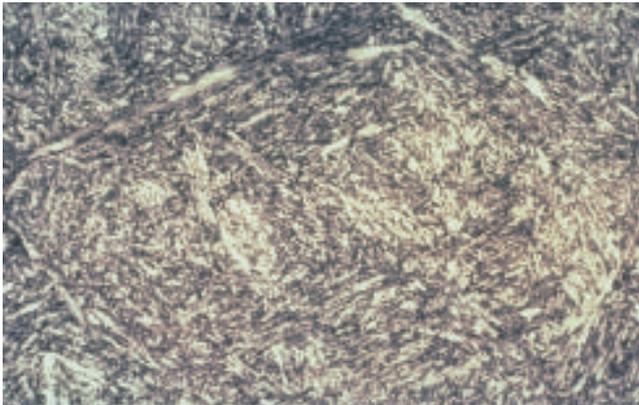


Figura 16 Típicos resultados de la prueba Jominy



Diapositiva 13

influye la composición del acero, incluyendo no solo el contenido en carbono sino también otros elementos de la aleación. Para tener en cuenta todos estos factores se utiliza el concepto de valor equivalente de carbono. Existen diversas

formas para calcular equivalentes de carbono, de uso en diferentes circunstancias. En el contexto de la soldadura:

$$\text{C.E.} = \text{C} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15}$$

Si CE es inferior a cerca del 0,4%, el acero puede soldarse con pocos o ningún problema derivados de la fisuración por absorción de hidrógeno en la martensita o la HAZ. Como ya se ha dicho antes, la velocidad de enfriamiento es también un factor importante, lo que significa que, durante la soldadura, las chapas gruesas son más susceptibles a la fisuración por absorción de carbono que las delgadas. Para reducir la susceptibilidad a la formación de martensita se puede disminuir la velocidad de enfriamiento (entre 800°C y 500°C) precalentando las chapas antes de la soldadura.

5. INCLUSIONES

5.1 Azufre, fósforo y otras impurezas

Una tonelada de acero, un cubo de lados de 0,5 m aproximadamente, contiene entre 10^{12} y 10^{15} inclusiones que pueden ocupar hasta cerca de un 1% del volumen. El contenido total está determinado principalmente en primer lugar por los orígenes de los minerales, el coque y otros materiales empleados en la extracción del metal, y por los detalles de las técnicas de fabricación del acero.

Las impurezas que más preocupan a los fabricantes de acero son el fósforo y el azufre. Si no es en concentraciones muy bajas, estas impurezas forman partículas de fosfuros y sulfuros que perjudican la tenacidad del acero. De manera característica se exige menos del 0,05% de cada uno de estos elementos. Es relativamente fácil conseguir contenidos bajos de fósforo durante el afino de la fundición bruta en acero, pero el azufre es más difícil de eliminar. Se controla mediante la cuidadosa selección de las materias primas y, en la moderna fabricación del acero, por medio de fases adicionales de procesamiento destinadas a eliminarlo.

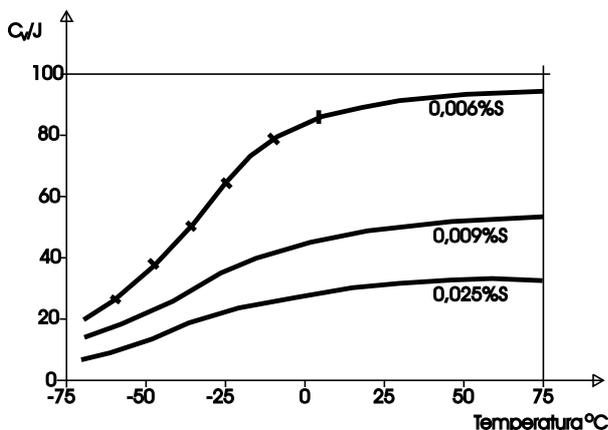


Figura 17 Efecto del contenido de sulfuro en la tenacidad del acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA) ($\min Re = 450 \text{ Nmm}^{-2}$)

A los aceros se añade siempre manganeso. Tiene diversas funciones, pero la principal es combinarse con el azufre para formar sulfuro de manganeso (MnS). Si no estuviera presente el manganeso se formaría sulfuro de hierro, mucho más perjudicial que el MnS.

Algunas inclusiones son demasiado pequeñas para verse con microscopios ópticos, por lo que deben detectarse con métodos más elaborados. Entre ellas, generalmente de forma equiaxial, están los nitruros de aluminio y de titanio, introducidos deliberadamente para inhibir los procesos que conducen al engrosamiento del tamaño de grano.

Otras inclusiones lo suficientemente grandes para verse sin dificultad con el microscopio

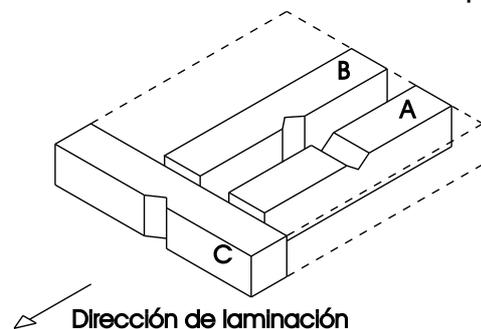
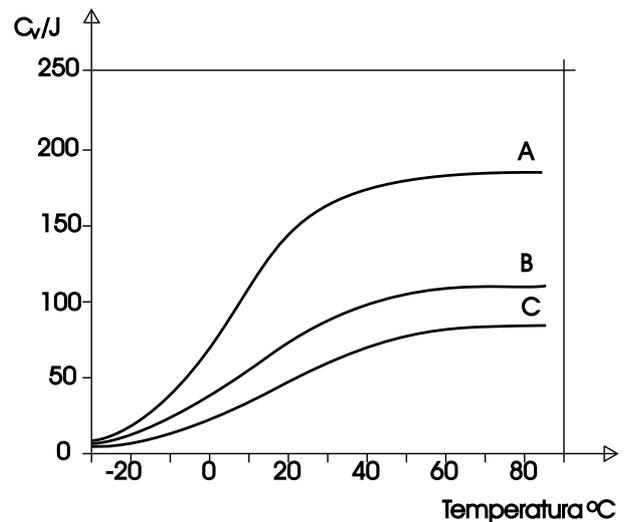


Figura 18 B es la orientación especificada en BS 4360 (Puzak, Eschbacher y Pellini, 1952)

Figura 18 Efecto de la orientación de la entalla en la resistencia de una chapa laminada baja en carbono

óptico son partículas arrastradas de escoria, productos de la desoxidación y sulfuro de manganeso. A temperaturas de laminación elevadas estas inclusiones son plásticas y se alargan en el sentido de la laminación. El resultado se muestra en la figura 1. En las propiedades de los aceros que contienen estas inclusiones se reflejan tanto el volumen de las mismas como la anisotropía de sus formas. Ver figuras 17 y 18.

En los últimos años se han introducido una serie de técnicas destinadas a reducir el contenido de inclusiones del acero líquido antes de moldearlo en lingotes. Actualmente se producen regularmente contenidos en azufre de 0,01% o inferiores. Son procesos en los que se produce lo que ha venido en llamarse "aceros limpios" ("clean steels"), aunque es esta una expresión relativa. Los aceros limpios siguen conteniendo muchas inclusiones, si bien son notablemente más tenaces que los aceros ordinarios. En los aceros de mejor calidad se controla también la forma de las inclusiones. Al acero líquido afinado se le añaden calcio, cerio u otro elemento de tierras raras, cuya combinación con el azufre es

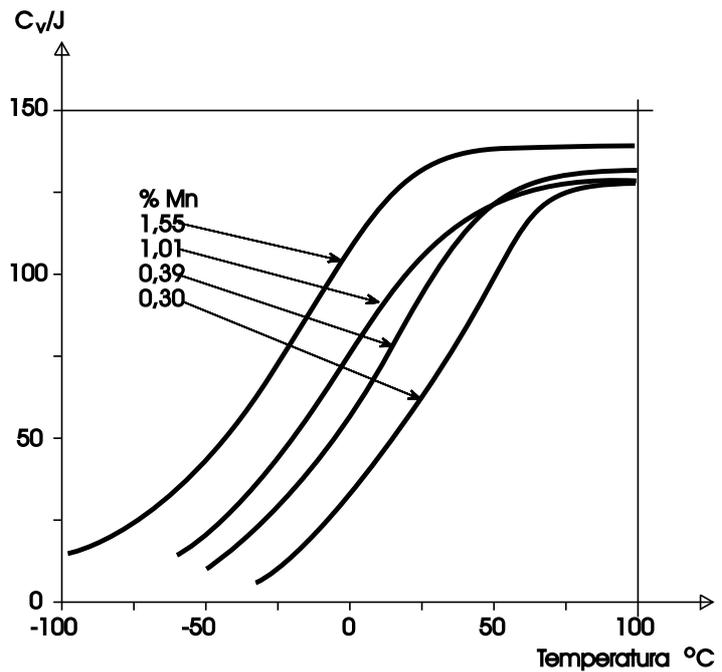


Figura 20 Efecto del manganeso en las propiedades de impacto del acero normalizado 0,3% C

preferible a la del manganeso. Los sulfuros de estos elementos aparecen en la microestructura final como partículas equiaxiales, y no son tan dañinos para la ductilidad en profundidad del material como las inclusiones alargadas de MnS.

Los aceros tratados de esta forma se utilizan en aplicaciones en las que lo más importante es la tenacidad y en las que el gasto adicional es justificable. Cabe citar como ejemplos los recipientes a presión de gran integridad, los oleoductos y gaseoductos y las alas principales de plataformas petrolíferas. La introducción de la colada continua ha mejorado también la calidad de los aceros para estructuras convencionales.

5.2 Manganeso en aceros para estructuras

Ya se ha indicado antes que la impureza de azufre residual en el

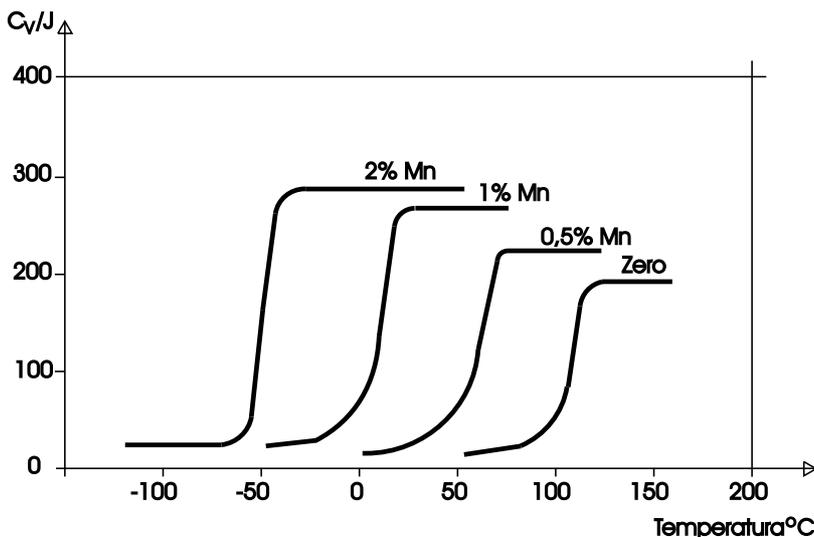


Figura 19 Efecto del contenido de manganeso en la transición dúctil/frágil de aceros enriquecidos en horno 0,05% C (Rees, Hopkins y Tiper 1951)

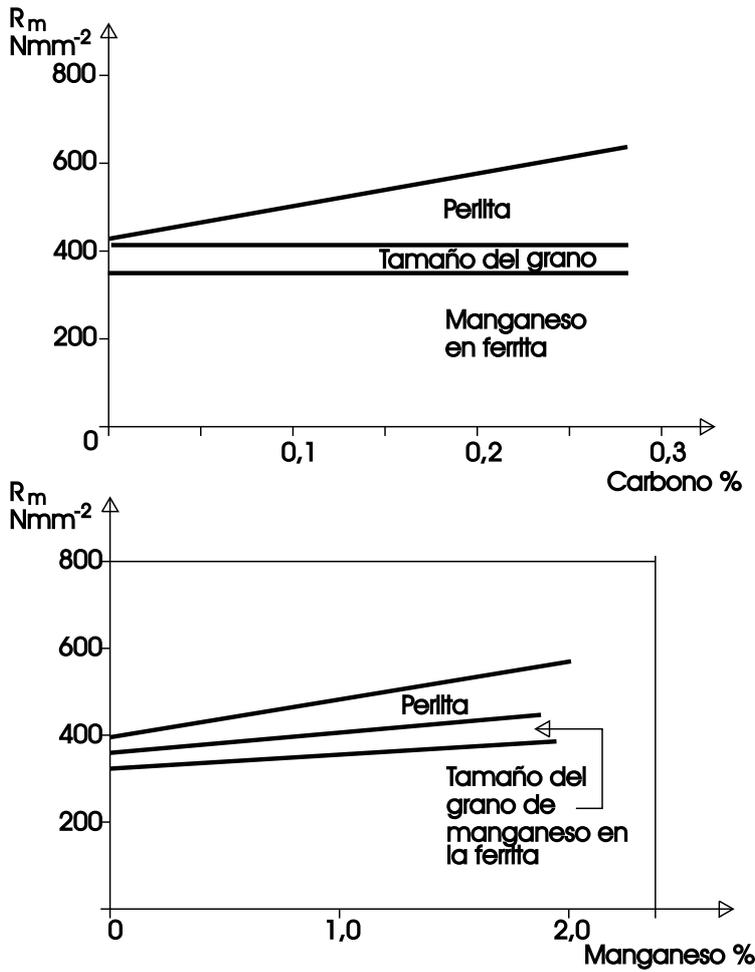


Figura 21 Efectos del contenido de carbono y manganeso en el límite de tensión de rotura en los aceros perlíticos

acero es menos perjudicial cuando se forma en partículas de MnS que en sulfuro de hierro. La presencia de pequeñas cantidades de manganeso en el acero confiere algunas otras ventajas. En aceros normalizados tiende a incrementar la cantidad de producto subenfriado antes de comenzar la formación de ferrita y perlita, lo cual da lugar a una ferrita de grano más fino y a una perlita dividida más finamente. Ambos cambios mejoran la resistencia y reducen la temperatura de transición de dúctil a frágil. También la disolución de los átomos de manganeso en los cristales de ferrita mejora la resistencia de ésta. En las figuras 19, 20 y 21 se resumen estos efectos sobre las propiedades.

Si se aumenta demasiado el contenido de manganeso su efecto deja de ser beneficioso y puede convertirse en perjudicial, pues incrementa la templeabilidad, es decir, favorece la formación de martensita. Por eso se especifica un contenido máximo en manganeso: en el caso de S355, Tabla 3 de EN 10025, este máximo es 1,7% en peso. Ver figura 16. También se ha impuesto el principio por el que se distingue entre aceros al carbono ordinarios, o sea con contenido en manganeso $< 1\%Mn$, y aceros de carbono y manganeso, es decir, $> 1\%Mn$.

6. RESUMEN FINAL

- Los aceros destinados a estructuras contienen generalmente hasta cerca de un 0,25%C, hasta un 1,5%Mn y tienen equivalentes de carbono de hasta el 0,4%. Se utilizan mayoritariamente en estado laminado en caliente, normalizado o laminado controlado, aunque los aceros de bajo contenido en carbono pueden emplearse en estado laminado en frío y recocidos. La meta de los procesos de fabricación es conseguir contenidos reducidos de inclusiones y un tamaño pequeño del grano para mejorar la resistencia, ductilidad y tenacidad y reducir la transición de dúctil a frágil.
- El módulo de elasticidad es prácticamente independiente de la composición y del tratamiento.
- Los límites máximos de las proporciones de carbono y otros elementos de aleación están determinados por el efecto del equivalente de carbono sobre la soldabilidad y por el efecto del carbono sobre la temperatura de transición de dúctil a frágil. Todos los aceros contienen manganeso, en parte para hacer frente a las impurezas como el azufre, y en parte debido a que su presencia posee un efecto beneficioso sobre la transición de dúctil a frágil y sobre la resistencia.
- En los últimos años se han desarrollado los llamados aceros microaleados o aceros HSLA (“high strength low alloy” = aceros hipoaleados de gran resistencia). Se trata de aceros normalizados o de carbono y

manganeso de laminación controlada que se han “ajustado” mediante microaleación para obtener una mayor resistencia y tenacidad en combinación con una facilidad de soldadura. Para ayudar a controlar el tamaño del grano se añaden pequeñas cantidades de aluminio, vanadio, niobio u otros elementos. A veces se añade alrededor de un 0,5% de molibdeno para afinar el espacio laminar de la perlita y distribuirla más uniformemente a modo de colonias más pequeñas. Estos aceros se emplean allí donde el coste adicional está justificado por las propiedades mejoradas.

7. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Eurocode 3: ‘Design of Steel Structures’ ENV 1993-1-1: Part 1.1: General Rules and Rules for Buildings, CEN, 1992.
- [2] Rollason, E. C., ‘Metallurgy for Engineers’, 4th Edition, Arnold, 1973.
- [3] Euronorm 10025

8. BIBLIOGRAFÍA ADICIONAL

1. Honeycombe, R. W. K., ‘Steels. Microstructure and Properties’. Arnold.
2. Knott, J. F., ‘The relationship between microstructure and fracture toughness’ in ‘Steels for line pipe and pipeline fittings’ The Metals Society, London 1981.

ESDEP TOMO 3 METALURGIA APLICADA

Lección 3.2: Procesos de Fabricación y Conformado

OBJETIVOS/CONTENIDO

Presentación de las más recientes tecnologías de fabricación de acero y de laminación.

Lección 3.5: Selección de la Calidad del Acero

Lección 3.6: Soldabilidad de los Aceros para Estructuras

LECCIONES AFINES

Lección 3.1: Características de las Aleaciones de Hierro y Carbono

Lección 3.3.1: Introducción a las Propiedades físicas de los Aceros

Lección 3.3.2: Propiedades físicas Avanzadas de los Aceros

RESUMEN

Se describen los procesos de horno alto, de fabricación de acero al oxígeno y de horno de arco eléctrico. También se hace una introducción a la tecnología de fabricación de acero en cuchara y a la de colada.

Por último se presentan los diferentes procesos y condiciones de laminación, así como los tratamientos térmicos habituales.

1. TECNOLOGÍA DE FABRICACIÓN DEL ACERO

1.1 Introducción

La tecnología de fabricación del acero ha cambiado mucho en las dos últimas décadas bajo la presión de una mayor demanda, nuevas especificaciones y la necesidad de reducir el consumo de energía y material. La eficacia de la producción se ha mejorado aumentando la capacidad de fusión de los hornos, instalando módulos informatizados de control en línea e introduciendo nuevas tecnologías, como el proceso de soplado combinado para convertidores LD (Linz Donawitz), el horno eléctrico de potencia ultra elevada ("Ultra High Power" (UHP)), los procesos de fabricación de acero en cuchara y la colada continua.

La fabricación del acero se realiza a través de dos métodos (figura 1):

- El convertidor básico de oxígeno de horno alto ("Basic Oxygen Converter" (BOF))
- El horno de arco eléctrico ("Electrical Arc Furnace" (EAF))

En ambos casos el proceso consiste en la producción de hierro afinado al que se añaden los elementos de aleación exigidos para obtener el acero acabado especificado.

En la producción de acero bruto su participación es del 70% (BOF) y del 30% (EAF). El primer método adquiere un papel dominante cuando se trata de índices elevados de producción y de la fabricación de acero bajo en impurezas. Los bajos costes energéticos y un amplio suministro de chatarra reciclada aseguran al segundo método una cuota de mercado competitiva, sobre todo cuando se utiliza el horno UHP.

Antes de la colada se puede afinar el acero en la cuchara mediante varios procesos,

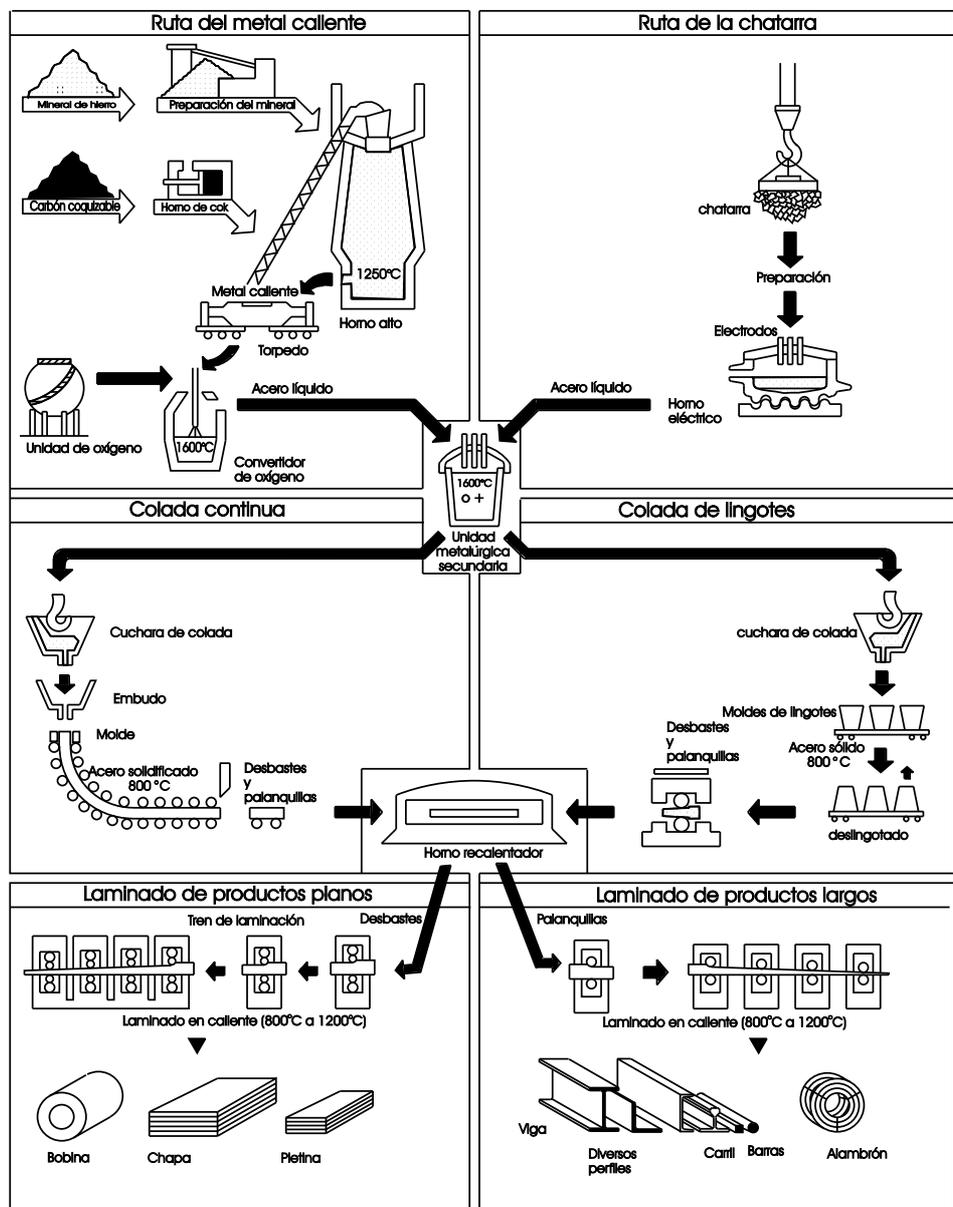


Figura 1 Proceso de producción del acero

en función de la especificación y en relación a su estado de desoxidación, contenido de inclusiones y nivel de fósforo, azufre, nitrógeno e hidrógeno. Al mismo tiempo se puede ajustar su contenido en carbono, manganeso y elementos de microaleación tales como niobio, vanadio y titanio. Esta fase del proceso suele conocerse como fabricación de acero secundaria o en cuchara.

Durante la última fase de fabricación el acero se conforma en desbastes rectangulares, cuadrados o palanquillas en una máquina de colada continua, o en lingotes, dependiendo del producto acabado que se quiere fabricar. Los productos planos y formas ligeras se obtienen normalmente a partir de pieza fundida alimentada de forma continua; en cambio las vigas y chapas pesadas es más probable que se obtengan en tochos.

1.2 Fabricación del acero

1.2.1 El método del convertidor básico de oxígeno de horno alto

El mineral de hierro sinterizado se reduce a hierro bruto en el horno alto. El hierro bruto se transforma entonces en el convertidor de oxígeno en acero bruto. Como esta operación libera energía, se realiza una introducción adicional de chatarra para controlar la temperatura.

Planta de sinterización

El hierro del que se alimenta el horno alto es el sinterizado, producido en la planta de sinterización. En el proceso de sinterización se carga una mezcla de finos de mineral de hierro, cal y coque (carbono casi puro), formando una capa de 45 cm de espesor, en un transportador móvil (proceso Dwight Lloyd) y se funde parcialmente para formar una mezcla porosa de óxidos de hierro y ganga. El consumo de coque es de aproximadamente 50 kg/t de producto sinterizado.

Proceso de horno alto (figura 2)

El horno alto es un horno de tipo cuba que funciona mediante la técnica de contracorriente: la carga descendente de sinterizado y coque, cargada por la parte superior del horno, es calentada y reducida por los gases de la combustión que ascienden de la zona de tobera, donde se inyecta un chorro de aire caliente para quemar el C y convertirlo en CO. El chorro de aire se comprime por medio de un soplante y se calienta en estufas especiales a 1100°C, por medio de la combustión de los gases de escape depurados del horno.

El CO reduce los óxidos de hierro (FeO , Fe_2O_3) y algunos de los elementos presentes en la ganga del sinterizado, para producir metal líquido.

El polvo del tragante del horno alto, que contiene cerca de un 40% Fe, se recicla en el proceso de sinterizado.

La elevada permeabilidad del sinterizado y la distribución uniforme de la carga producida por conductos en rotación contribuyen a aumentar la productividad del horno alto. El consumo

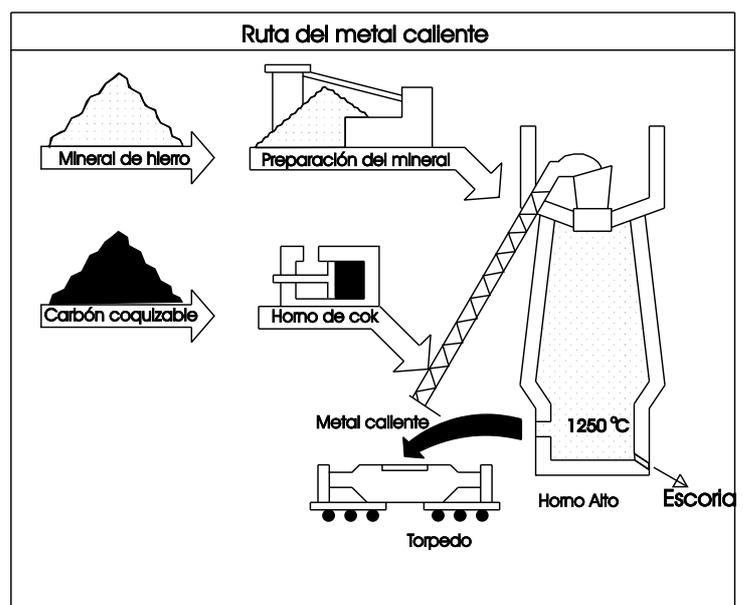


Figura 2 Proceso de horno alto

de coque se puede reducir a 470 kg/t de metal líquido. El empleo de inyectantes de tobera como combustible pulverizado (120 kg/t) o fueloil (60 kg/t) reduce aun más el consumo de coque del horno y por tanto el coste.

Por debajo de la zona de tobera, donde se da la mayor temperatura, el material fundido se acumula en el crisol, donde el hierro líquido (fundición bruta) se separa de la escoria por la diferencia de densidad. La escoria y la fundición bruta líquida se sangran desde diferentes pique-ras. La escoria sangrada se granula mediante chorros de agua y se retira para ser utilizada en otros productos, entre ellos materiales de construcción de carreteras, fertilizantes, etc. La fundición bruta líquida (metal líquido) se sangra a cucharas o torpedos (capacidad: 300 - 400 t) y se transporta a la acería para su afinado y conversión en acero.

Un análisis típico del metal líquido producido a una temperatura de 1400°C es: 4,7% carbono (C); 0,5% manganeso (Mn); 0,4% silicio (Si); 0,1% fósforo (P) y 0,04 % azufre (S), siendo el resto hierro (Fe).

La eliminación del azufre de la colada requiere actividades de oxígeno débiles. La desulfuración en el metal líquido se consigue por tanto inyectando fundentes de carburo de calcio para formar sulfuro de calcio (CaS) o fundentes que contengan magnesio metálico para formar MgS y CaS.

El proceso de fabricación de acero al oxígeno (figura 3)

El horno básico de oxígeno o convertidor LD (por el proceso Linz-Donawitz iniciado en 1956) está basado en la inyección de oxígeno a la colada de metal líquido por medio de una lanza. En el convertidor se cargan chatarra y cal para enfriar la colada y eliminar el fósforo, el silicio y el manganeso.

El convertidor está revestido con una capa refractaria de dolomita o mag-

nesita, que es la que mejor resiste la erosión causada por la chatarra y el calor durante el soplado del oxígeno. La vida útil del forro de un convertidor es de unos 800 a 1400 calentamientos.

El oxígeno quema el carbono como monóxido de carbono CO y gas carbónico CO₂ que se recoge en el cañón de chimenea y se limpia de polvo (Fe₂O₃ y partículas de cal, etc.). Los elementos Mn, Si y P se oxidan y combinan con la cal (CaO) y el FeO formado por la oxidación del Fe, para formar una escoria fundida.

Al ser estas reacciones de oxidación altamente exotérmicas, el proceso exige un enfriamiento para controlar la temperatura de la colada. Este enfriamiento se realiza cargando chatarra (residuos de fabrica y laminación reciclados) y añadiendo mineral de hierro durante el proceso de soplado.

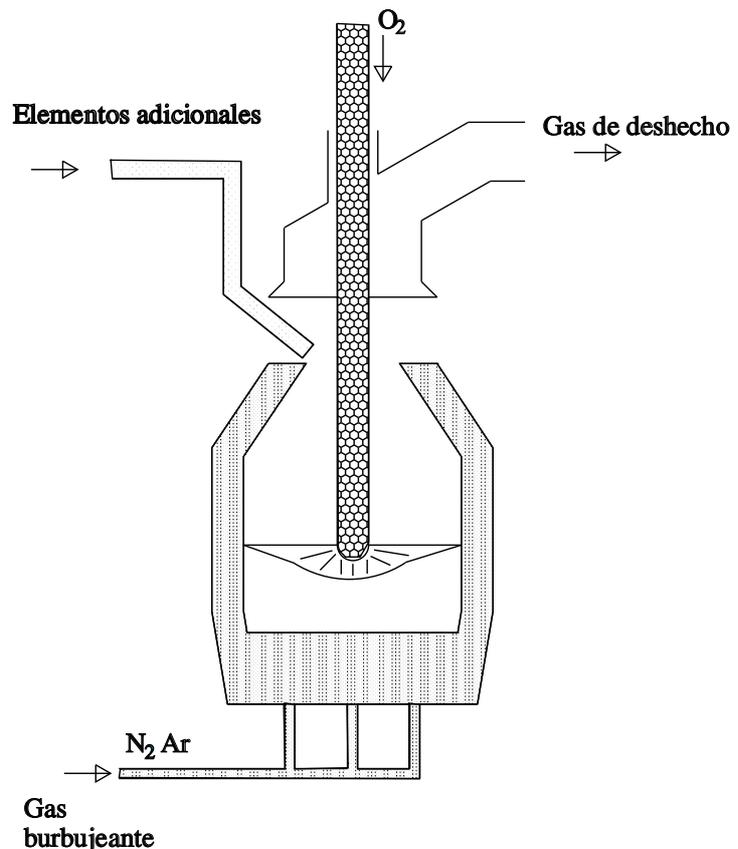


Figura 3 Convertidor de oxígeno básico

Independientemente del tamaño del convertidor (70 a 400 t), el soplado del oxígeno dura de 15 a 20 minutos, ya que el caudal de oxígeno de la lanza se ajusta al peso de la colada. La carga y descarga de acero y escoria, incluyendo la toma de muestras para medir la temperatura y analizar la colada, amplía el intervalo de colada a colada del convertidor a 40 - 60 minutos. El proceso se caracteriza por una productividad elevada y un acero con bajo contenido de impurezas.

El acero se sangra a la cuchara a través de una piquera, inclinando el horno. En el transcurso de esta operación se añaden ferroaleaciones a la cuchara para controlar la composición del acero. La escoria oxidada con un contenido del 12 al 16% de Fe se vierte tras la colada en un recipiente de escoria de fundición y se elimina en una zona destinada a la escoria.

A mediados de los setenta se desarrolló un gran avance en la técnica del soplado con lanza de oxígeno, conocido como equilibrio de burbujeo de lanza ("Lance Bubbling Equilibrium" (LBE)) y adoptado de modo generalizado. A través de elementos permeables dispuestos en el fondo del convertidor se inyecta un gas neutro, generalmente argón, que remueve la colada y la escoria. Esto aumenta notablemente la eficacia metalúrgica (menores pérdidas de Fe y menores contenidos de P), la productividad, y el balance de calor y masa del proceso (reducción del coste).

1.2.2 El método del horno de arco eléctrico (figura 4)

Tecnología

En el proceso de horno de arco eléctrico, la carga metálica fría, principalmente chatarra, se funde mediante la energía de arcos eléctricos generados entre los extremos de electrodos de grafito y la carga metálica conductora.

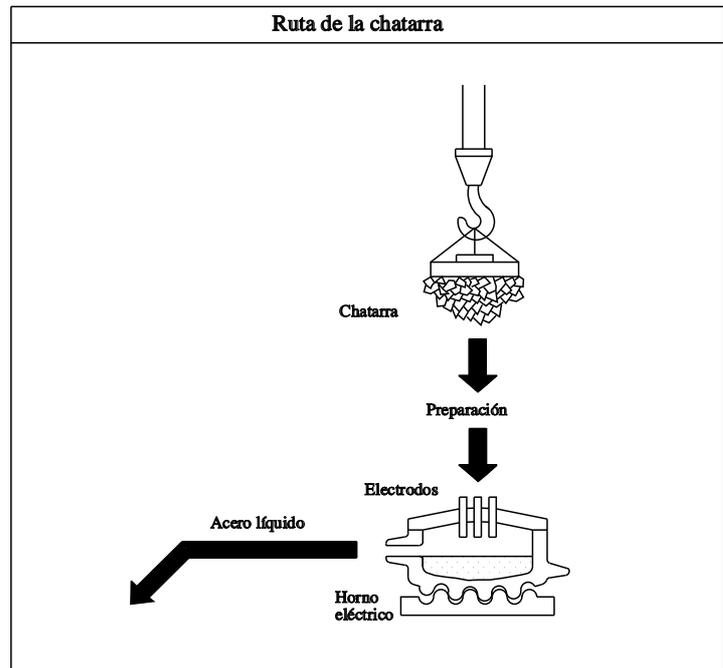


Figura 4 Horno de arco eléctrico

Los tres electrodos y la bóveda del horno se levantan y retiran del blindaje del horno girándolos para permitir la carga de la chatarra. Los electrodos mantienen el arco de acuerdo con el voltaje y el nivel de corriente escogidos para producir la potencia deseada a la deseada longitud de arco para la fusión y afino. Dado que durante el período de fusión el ruido generado por los arcos es elevado, con niveles de hasta 120 dBA, la cabina de operarios está especialmente protegida y el horno posee un cerramiento especial.

La corriente alterna trifásica la suministra el lado de alta tensión (300 - 700 V) de un transformador de alta potencia. El régimen nominal del transformador, expresado en KVA/t, va de 300 a 500 KVA/t para los hornos de potencia elevada y de 500 KVA/t en adelante para los hornos UHP. Estos hornos tienen un diámetro interno de 6 a 9 metros y una capacidad de 100 a 200 toneladas de acero. Su intervalo de colada a colada es de 90 a 110 minutos.

El tradicional papel del proceso EAF es producir aceros aleados, para herramientas y al carbono, y el horno UHP se ha encargado de

extenderlo para una fabricación en masa del acero. Nació así el concepto del minilaminador (“Mini-Mill”). A medida que el tamaño y la productividad del horno aumentaba, se hizo posible el funcionamiento de colada continua para la fabricación de palanquillas y desbastes cuadrados. Sin embargo, la especificación de productos planos exige unos niveles bajos de impurezas residuales y unos índices de producción aun mayores que el horno UHP no puede satisfacer.

La proporción que tiene el horno de arco eléctrico en la fabricación de acero es de cerca del 30%, un nivel al que parece estar estabilizada al escasear la chatarra de calidad aceptable. Con los tipos de acero de alto grado de calidad se han de utilizar pellets y esponja de hierro de precio elevado para controlar el nivel de elementos dañinos tales como cobre, níquel, estaño, etc.

Metalurgia

El horno de elevada potencia tradicional produce aceros al carbono y aleados de gran calidad mediante la técnica de doble escoria. Después de fundir la carga de chatarra, una primera escoria oxidante elimina los elementos P y Si y reduce el carbono al nivel requerido. Tras el desescoriado, se forma una segunda escoria reductora básica para disminuir los contenidos de azufre y oxígeno y se ajusta la composición del acero mediante adiciones de ferroaleación.

El horno UHP funciona únicamente con una escoria oxidante con base de cal. La fundición de la carga de escoria se acelera utilizando quemadores de combustible con oxígeno, colocados para alcanzar los puntos fríos del gran horno de forja. La lanza de oxígeno y la adición de carbono se emplean para hacer una escoria espumosa que libera mejor la energía procedente de los arcos y mejora la desfosforación. Transcurrido este período se descarga la colada por una piquera. La desoxidación y afino bajo la escoria reductora tiene lugar en la cuchara de acero (fabricación de acero secundaria). La carga 100% de chatarra hace que el proceso sea más vulnerable a “elementos trampa” nocivos como el cobre, el níquel y el estaño, que no pue-

den ser eliminados en el proceso al ser su estabilidad mayor que la del hierro. Para controlar estos “elementos trampa” es muy importante identificar la procedencia de la chatarra y tomar las medidas oportunas para mantener separadas las distintas calidades.

1.3 Fabricación de acero en cuchara (afino)

1.3.1 Aspectos generales

Para conseguir las propiedades del acero exigidas es a menudo necesario un elevado nivel de control de los contenidos de carbono, fósforo, azufre, nitrógeno, hidrógeno y oxígeno. Individualmente, o de manera combinada, estos elementos determinan en gran medida propiedades del material tales como la conformabilidad, resistencia, tenacidad, soldabilidad y comportamiento a la corrosión.

Existen límites a los tratamientos metalúrgicos a los que puede someterse el metal fundido en las unidades de fusión de alto rendimiento, tales como convertidores u hornos de arco eléctrico. El contenido en nitrógeno y fósforo se puede reducir a niveles bajos en el convertidor, pero sólo se pueden obtener niveles muy bajos (< 2 ppm) de contenido en carbono, azufre, oxígeno e hidrógeno mediante un tratamiento subsiguiente en la cuchara. Para asegurar un acondicionamiento apropiado del acero antes del proceso de colada, en la metalurgia de cuchara se llevan a cabo la aleación del acero conforme a un análisis específico y tratamientos de afino especiales.

Los objetivos de la fabricación de acero en cuchara (afino) se pueden resumir como sigue:

- afino y desoxidación
- eliminación de los productos de la desoxidación (MnO , SiO_2 , Al_2O_3)
- desulfuración a niveles muy bajos (< 0,008%)
- homogeneización de la composición del acero

- ajuste de la temperatura para la colada, recalentando si es necesario (horno de cuchara)
- eliminación de hidrógeno a niveles muy bajos mediante tratamiento de vacío.

1.3.2 Proceso de fabricación de acero en cuchara: desoxidación y afino (figura 5)

El gran contenido en oxígeno del acero de convertidor conllevaría la amplia formación de porosidades durante la solidificación. La eliminación del exceso de oxígeno ("killing" = calmado) es por tanto de vital importancia antes de proseguir con la colada del acero. Todos los procesos de fabricación de acero en cuchara permiten la adición de agentes desoxidantes a la cuchara, de modo que no es necesaria la desoxidación en el recipiente del convertidor.

La desoxidación pueden efectuarla los siguientes elementos, clasificados en orden ascendente de capacidad desoxidante: carbono - manganeso - silicio - aluminio - titanio. Los más utilizados son la silicio y el aluminio.

Tras la adición debe dejarse transcurrir cierto tiempo para que tenga lugar la reacción y obtener homogeneidad, antes de determinar el contenido final de oxígeno mediante pruebas EMF (prueba electroquímica para el contenido de oxígeno soluble).

Dado que la mayoría de estos agentes desoxidantes forman óxidos insolubles que conllevarían inclusiones perjudiciales en el acero sólido, han de ser eliminados durante la fase subsiguiente de afino por medio de uno de los siguientes procesos:

1. Con la agitación mediante argón y/o la inyección de reactivos (CaSi, y/o fundentes con base de cal) se consigue:
 - una composición y temperatura del acero homogéneas
 - la eliminación de los productos de la desoxidación
 - la desulfuración de los tipos de acero calmados con aluminio
 - el control de la forma de la inclusión de sulfuro.
2. Horno de cuchara

La agitación de la colada mediante argón o un equipo de agitación inductivo, y su calentamiento por arco (potencia eléctrica baja, de forma característica 200 KVA/t), permiten:

- períodos de tratamiento prolongados
- adiciones elevadas de ferroaleación
- un grado elevado de eliminación de productos de la desoxidación merced al tratamiento prolongado en condiciones óptimas
- una composición y temperatura del acero homogéneas
- desulfuración si se realiza una agitación vigorosa mediante argón.

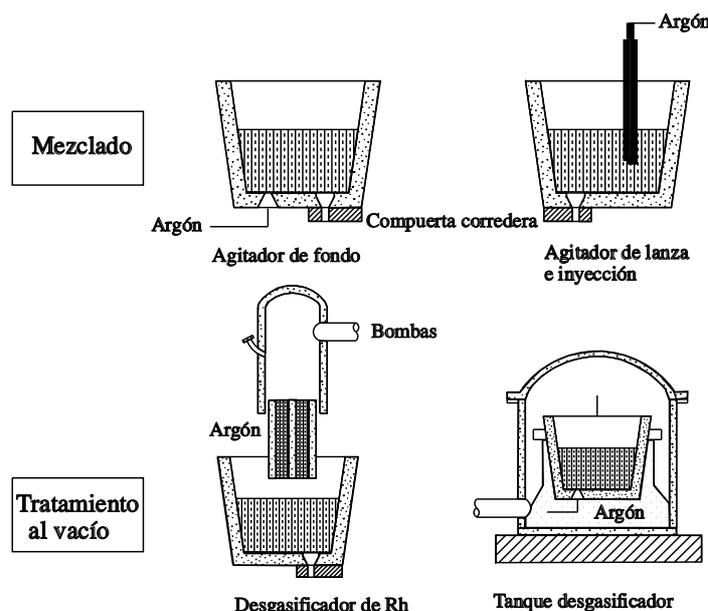


Figura 5 Proceso siderúrgico de cuchara de colada

3. Tratamiento de vacío: proceso RH (Ruhrstahl-Heraeus) y unidad de desgasificación del depósito.

En el proceso RH el acero de la cuchara se succiona mediante inyección de gas a un ala de la cámara de vacío, y el acero tratado refluye a la cuchara a través de la segunda ala. En el proceso de desgasificación del depósito, la cuchara de acero se coloca en un depósito de vacío y la masa fundida de acero se agita vigorosamente mediante argón inyectado a través de tapones porosos situados en el fondo de la cuchara.

Con el tratamiento de vacío se consigue:

- una reducción del contenido en hidrógeno a menos de 2 ppm
- una considerable descarburización del acero a menos de 30 ppm cuando el oxígeno se sopla mediante lanza (RH - OB)
- la aleación en vacío
- una composición homogénea del acero, con un grado elevado de limpieza de productos de la desoxidación

Las pérdidas elevadas de temperatura (50 - 100°C) resultan perjudiciales, por lo que es esencial un gran recalentamiento de la colada antes de este proceso.

En la mayoría de las técnicas de fabricación de acero secundarias la agitación del acero líquido es deseable o esencial. Una agitación suave basta para eliminar las inclusiones; las inclusiones no metálicas se ponen en contacto con la escoria líquida en la parte superior de la colada, donde se pueden fijar. Sin embargo, para la desgasificación y la desulfuración es necesaria una agitación violenta con el fin de aumentar la superficie de acero expuesta al vacío (eliminación de H) o de mezclar el acero y la escoria para que la eficacia de la desulfuración sea buena.

1.4 Colada y solidificación

1.4.1 Aspectos generales

Para la solidificación el acero se funde en lingoteras, en el caso de la colada de tochos, o

en moldes de cobre en el del proceso de colada continua.

La superficie fría del molde extrae el calor del acero líquido, de manera que se pueden formar y crecer cristales. Se forma una lámina sólida y la solidificación continúa manteniendo el enfriamiento.

Durante la solidificación aumenta la densidad de los metales, lo que causa contracción. Esto favorece el desmoldeado de la pieza fundida. Sin embargo, esta contracción provoca también una retracción interna que tiende a dejar un núcleo hueco en el producto fundido. En la colada continua esto se evita por medio del flujo continuo de metal fundido al molde. En el caso de la colada de lingotes se ha de mantener un baño adecuado de metal líquido en la parte superior del molde, disponiendo material exotérmico (mazarota caliente).

Un segundo problema durante el proceso de solidificación es la segregación debida al hecho de que algunos elementos solubles lo son mucho más en la fase sólida que en la líquida. La tendencia a la segregación es mucho más pronunciada en el azufre, el fósforo, el oxígeno y el hidrógeno. Como se ha descrito, estos elementos se pueden controlar en los niveles lo suficientemente bajos mediante las fases del proceso metalúrgico. El contenido en manganeso del acero se combina también con el azufre para formar inclusiones de sulfuro de manganeso, que sufren un alargamiento durante la laminación y que se hacen perjudiciales para las propiedades del acero si se aplican tensiones significativas perpendicularmente al sentido de laminación. Para tales aplicaciones la forma y contenido de las inclusiones de sulfuro deben someterse a un estrecho control durante la fase de afino.

1.4.2 Tecnologías de colada

1.4.2.1 Colada en lingotera (figura 6)

La colada de lingotes es un proceso discontinuo en el que las lingoteras se llenan indivi-

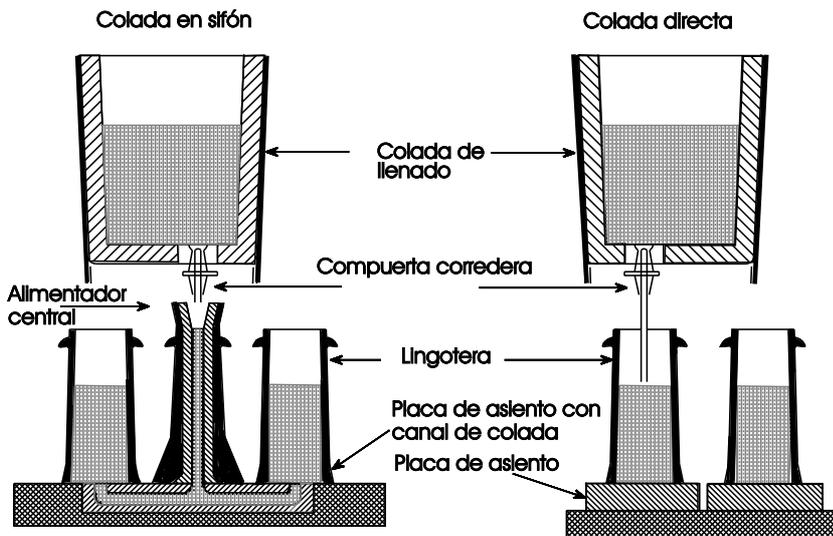


Figura 6 Colada de lingotes

dualmente mediante colada por arriba o en lotes por medio de un alimentador central a través de agujeros de colada en la placa de base. Esta técnica de colada por el fondo se caracteriza por una ascensión lenta del acero al molde que reduce las fisuras y los defectos superficiales cuando se funden tipos de aceros de alto grado de calidad.

La operación de llenado de la lingotera se realiza directamente desde la cuchara de acero a través de una válvula de compuerta corredera situada en el fondo que regula el flujo de acero, y de una boquilla que despiden un chorro concéntrico de acero.

Los pesos y secciones de los lingotes están fijados por la capacidad del laminador primario. El tamaño del lingote puede variar de 4 a 30 t, o incluso más para forja.

El tocho permanece en el molde hasta que se ha completado la solidificación. Después se deslingota el molde mediante grúa y se deja enfriar en la zona de moldes. El tocho se carga en el horno de cuba de termodifusión con el fin de homogeneizar y elevar la temperatura para el proceso de laminación ($\approx 1300^{\circ}\text{C}$).

La solidificación del lingote va progresando desde el fondo (enfriado por la placa de base y el molde) a la parte superior del mismo.

En el caso de una colada de acero totalmente calmada (Si + Al), con un bajo contenido en oxígeno libre, la contracción de solidificación se concentra en el centro superior del tocho. Para minimizar el desarrollo de porosidad de contracción en esta zona, la parte superior del lingote se aísla (mazarota caliente) para proporcionar un recipiente de metal líquido destinado a rellenar el núcleo hueco. La mazarota caliente a continuación se des-punta. Esta chatarra representa aproximadamente un 12% del peso del tocho.

En la desoxidación únicamente con silicio, el contenido en oxígeno libre de la colada se puede ajustar a un nivel bien definido de manera que hacia el final de la solidificación reaccione con el carbono de la colada para formar gas CO . La formación de estas pequeñas burbujas de gas, o porosidades, compensa la contracción del acero, y las pérdidas máximas por escorificación y arrugamiento son reducidas ($\approx 2\%$). Las porosidades se eliminan durante la laminación primaria. A estos aceros se les conoce como aceros "semicalmados".

La colada de lingotes es muy flexible en lo que se refiere a las especificaciones de producto y a la fabricación de pequeños pedidos con plazos de entrega relativamente cortos. Resulta además indispensable en la conformación de perfiles de formas pesadas como vigas, chapas gruesas o piezas de gran forja.

1.4.2.2 Colada continua (figura 7)

El proceso de colada continua se ha convertido en la principal tecnología de colada de las acerías, por las siguientes razones:

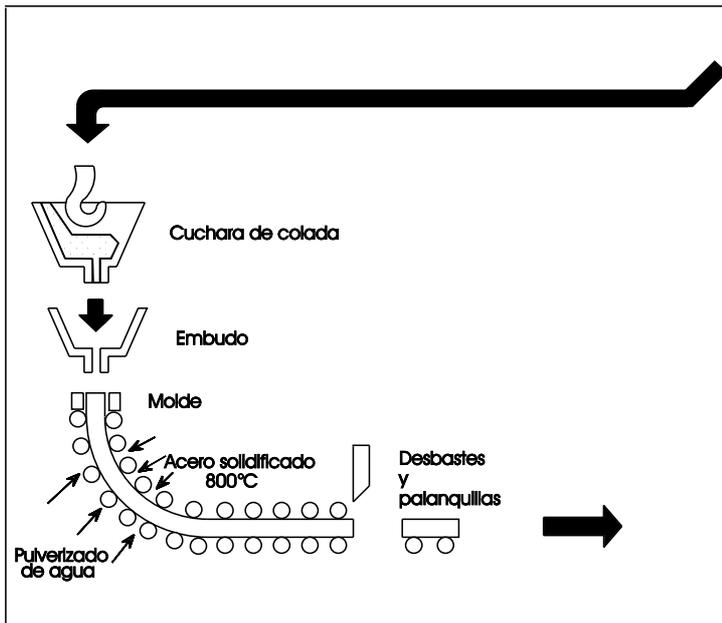


Figura 7 Colada continua

- mejora del producto
- conservación de energía (fabricación directa de semiproductos)
- ahorro de mano de obra.

En el mundo occidental la proporción de acero de colada continua ha alcanzado el 80 - 90% de la producción total de acero bruto. El nacimiento y rápido crecimiento de los minilaminadores no podría haberse producido sin la tecnología de la colada continua de palanquillas.

El elemento principal del proceso de colada continua es el molde de cobre oscilante enfriado con agua. Su principal función es formar una lámina solidificada de acero que tenga la resistencia suficiente para impedir rebabas por debajo del molde. Esto se consigue merced a la elevada extracción de calor del sistema de molde. Las paredes del molde están rebajadas para admitir la contracción de la hilera de material en la longitud de 700 mm del molde, y para mantener un flujo calorífico elevado.

La oscilación crea un movimiento relativo entre la hilera de material y el molde e impide

que el metal se pegue a la superficie de este último. El desmoldeado se facilita disponiendo un lubricante apropiado (polvos de colada o aceite) en el menisco de acero. Este lubricante resulta también esencial para mantener una extracción de calor elevada y evitar las rebabas.

Al abandonar el molde, la hilera de material es enfriada por medio de rociadores de agua y se apoya en cilindros para evitar el pandeo hasta que se complete la solidificación. Las secciones de la hilera de material cubren la gama de productos semiacabados, como palanquillas, desbastes cuadrados o desbastes rectangulares, destinados a los laminadores de acabado en caliente. Dependiendo de la sección que se haya de moldear, se dispone un fundidor continuo con dos (desbaste rectangular), cuatro (desbaste cuadrado o fundidor redondo) o seis hileras de material (para palanquillas de tamaño inferior a 180 mm²).

Las máquinas modernas son de tipo curvado, más baratas y fáciles de instalar en la acería que las máquinas verticales originales. Tras completarse la solidificación, la hilera de material curvada es estirada por cilindros y cortada a la longitud requerida para su ulterior procesamiento en los laminadores.

La tecnología de colada continua hace que el proceso sea continuo, de manera que se moldean secuencialmente una serie de lotes de acero fundido. Para que el molde tenga un suministro continuo de acero, el acero de la cuchara se vierte primero en una artesa que actúa como recipiente durante el cambio de cuchara y distribuye el acero a los diferentes moldes de la máquina. Estas artesas están equipadas con elementos de retención o compuertas correderas para regular el caudal de acuerdo con la velocidad de colada de la hilera de material. Para evitar la oxidación por exposición al aire, las corrientes de cuchara y artesa están revestidas de tubos refractores.

2. TECNOLOGÍA DE CONFORMADO Y TRATAMIENTOS TÉRMICOS

2.1 Introducción

Existen varios métodos para conformar el acero en productos acabados, incluyendo la forja en caliente, el laminado en caliente y en frío, la elaboración de tubos sin soldadura y la elaboración de tubos con soldadura. El proceso más utilizado es el laminado en caliente, que ocupa más de un 90% de la producción total de acero.

2.2 Laminado en caliente

2.2.1 Descripción de la operación de laminado

El laminado en caliente implica el recalentamiento de los lingotes, desbastes rectangulares, desbastes cuadrados o palanquillas a 1200 - 1300°C y hacer pasar el material entre dos cilindros (figura 8). La pieza de acero se puede hacer pasar adelante y atrás repetidas veces entre los mismos cilindros, reduciendo progresivamente el paso existente entre ellos.

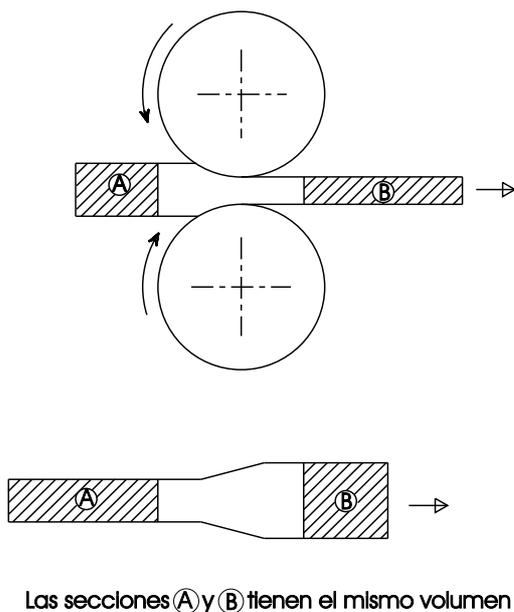


Figura 8 Proceso de laminación en caliente (Esquemático)

Esta operación se realiza en caliente debido a que el límite aparente de fluencia del acero disminuye según aumenta la temperatura. Pueden así obtenerse grandes deformaciones con fuerzas de cilindro moderadas. Es necesario controlar tanto la reducción total, que define hasta qué medida se trabaja el acero, como la reducción a cada pasada, para evitar una deformación excesiva que conduce a la fisuración o rotura del metal.

El número de pasadas depende del material de entrada y del tamaño del producto acabado; puede ser de hasta 70, antes de que el material se enfríe demasiado como para poder seguir laminándose. Los cilindros lisos se emplean para productos planos como chapa, fleje y lámina, mientras que los cilindros acanalados se utilizan para perfiles estructurales, raíles, elementos redondos, cuadrados, vigas, tablestacas, etc.

La unidad básica de laminación es la estación, que está compuesta por los cilindros y por una estructura de apoyo (bastidor). El laminador se compone de la estación o grupo de estaciones, junto con equipos auxiliares para el control y regulación, como motores accionadores del cilindro, mesas de cilindros para introducir y retirar el metal, cizallas, escarpadores, etc.

El laminador más simple consiste en una estación de dos alturas. Por lo general los dos cilindros pueden girar en ambos sentidos, lo cual permite una operación reversible de manera que el metal caliente se hace pasar repetidas veces por el laminador en sentidos opuestos, obteniéndose una reducción progresiva de su grosor.

Cuando son necesarias reducciones grandes se utilizan estaciones de cuatro alturas para conseguir las elevadas fuerzas de cilindro exigidas. Los rodillos de trabajo cilíndricos, a través de los cuales pasa el metal caliente, tienen un diámetro relativamente pequeño y se apoyan por arriba y por abajo en un segundo juego de cilindros de apoyo de diámetro mayor que transmiten la fuerza a los rodillos de trabajo. La estación de cuatro alturas también puede ser reversible.

La reducción del grosor del material caliente conlleva un aumento de longitud y una extensión lateral. Esta última, que depende sobre todo de la magnitud de la reducción, la temperatura y el diámetro del cilindro, debe controlarse para obtener las dimensiones y sección transversal correctas. Los laminadores universales poseen un juego de cilindros verticales en el lado de salida de los cilindros horizontales. En los laminadores de vigas de caras paralelas sirven para proporcionar al producto final un buen acabado dimensional, y en los laminadores de productos planos para cantear las chapas, mejorando el acabado y las características mecánicas.

Además de dar forma al acero en el tamaño requerido, el laminado en caliente mejora las propiedades mecánicas. Para dar a los productos las propiedades físicas exigidas es necesario un control adecuado de la composición química

del acero colado, de la temperatura de laminado final y de la magnitud de reducción del material. Para ciertas calidades de acero (por ejemplo resistencia elevada con buenas propiedades de impacto a temperaturas reducidas) se emplea la "laminación controlada" o proceso QST de temple y autorrevenido del metal durante el laminado. Este proceso implica un retraso o enfriamiento hasta alcanzar una baja temperatura especificada, antes de las últimas pasadas por el laminador.

En la figura 9 se resumen los principales métodos destinados a tipos de aceros para estructuras.

2.2.2 Laminación primaria

La primera operación del laminado en caliente es convertir los lingotes en las formas

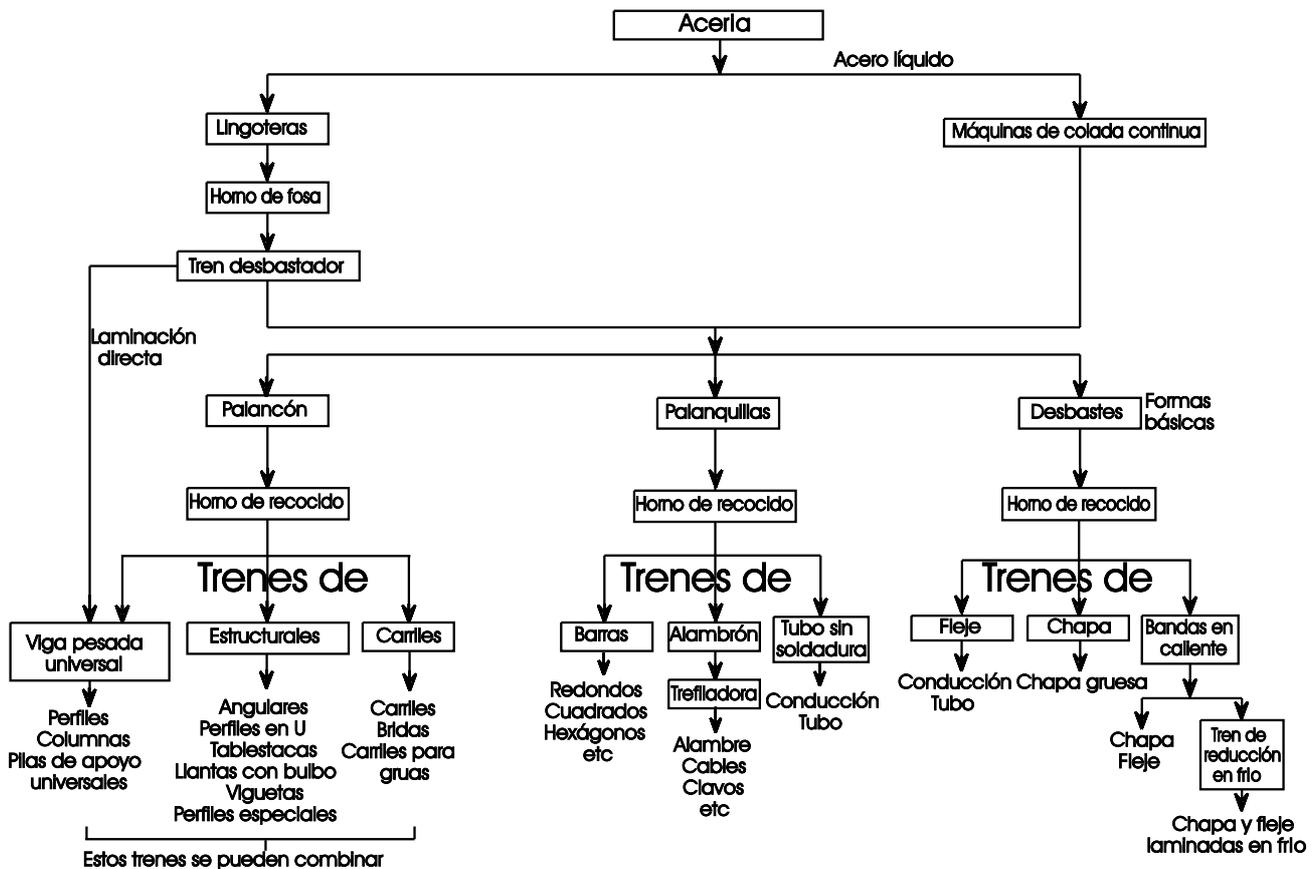
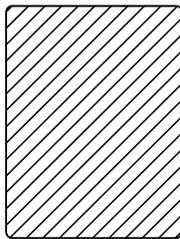
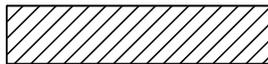


Figura 9 Principales rutas de productos

básicas representadas en la figura 10. Esto se lleva a cabo generalmente en un gran laminador de estación única, de dos alturas y reversible, conocido como laminador primario o tren desbastador. Entre la acería y el laminador primario existe una nave para desmoldear los lingotes y una batería de cubas de termodifusión. Cada cuba tiene una capacidad de hasta 150 toneladas de lingotes y sirve para calentarlos hasta una temperatura uniforme para el laminado, así como para actuar como recipiente con el fin de dar cabida a las fluctuaciones del flujo de lingotes. La práctica habitual es cargar los lingotes en las cubas de termodifusión inmediatamente después de desmoldearlos, mientras aun están calientes. Las temperaturas de las cubas de termodifusión se mantienen controladas generalmente a 1300°C.



Lingote



Desbaste (Slab)



Palancón (Bloom)



Palanquilla (Billet)

Figura 10 Formas básicas en proporción relativa

Los laminadores primarios están equipados con manipuladores para posicionar y girar los lingotes con el fin de permitir el trabajo de ambas caras conforme continúa la laminación. Las acanaladuras de los cilindros (figura 11) se disponen de modo que sea posible la realización de una variedad de formas básicas. Al abandonar el laminador primario se han de eliminar los extremos de la barra (despuntado), pues tienen una forma irregular y en esta zona se concentran la segregación, cavidades de contracción y otros defectos. La cantidad que se ha de despuntar depende del tipo de acero (efervescente, calmado, etc.), del tipo de colada (directa, colada por el fondo, mazarota caliente, etc.) y sobre todo de la calidad del producto acabado.

La pieza troquelada de barra o viga se carga, tras el despuntado, en algunos casos directamente en otro laminador para la laminación en palanquillas o perfiles acabados tales como railes o perfiles estructurales. De modo más habitual la barra se corta a una longitud determinada y se almacena para su inspección y acondicionamiento, antes de recalentarla y laminarla en productos acabados en otros laminadores.

El rendimiento característico de los laminadores primarios va de 500.000 toneladas a 5 millones de toneladas anuales.

2.2.3 Laminación de acabado

La laminación de acabado de productos para la construcción distingue de un modo gene-

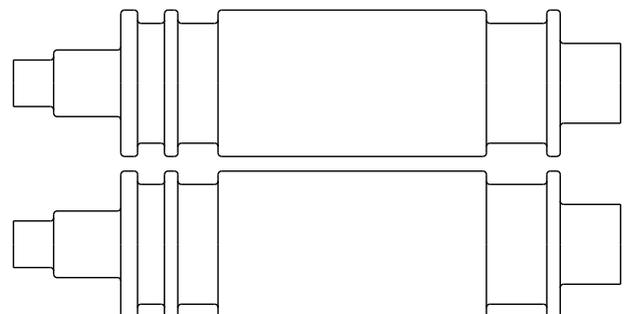


Figura 11 Tren desbastador

ral cuatro grupos: chapas, perfiles estructurales, acero comercial y fleje. Los perfiles estructurales comprenden formas estándar como vigas, perfi-

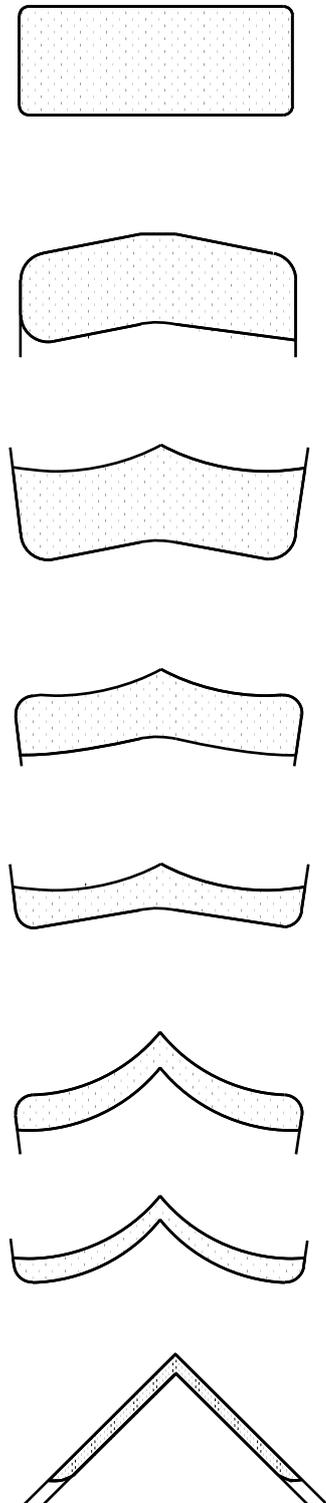


Figura 12 Secuencia de pasadas para ángulos

les en U, angulares, llantas con nervio y perfiles especiales. Como regla general los perfiles grandes se laminan directamente a partir de lingotes, los de mediano tamaño a partir de desbastes cuadrados recalentados y los pequeños a partir de palanquillas recalentadas. En todos los casos el proceso comienza con el desbastado, en el que la sección transversal inicial cuadrada o rectangular se conforma gradualmente en pasadas sucesivas por el laminador, obteniéndose un esbozo del producto requerido. Sigue a este proceso la laminación de acabado en pasadas sucesivas para dar la forma y las dimensiones estándar finales tras el enfriamiento. Las temperaturas de la laminación de acabado suelen estar entre 900 y 1000°C. En la figura 12 se ofrece un ejemplo de la secuencia de pasadas correspondiente al laminado de angulares. En la figura 13 se representa el método más especializado para vigas y columnas universales. Dependiendo del tamaño y del tipo del laminador, el rendimiento característico de perfiles del laminador va de 200.000 a 1 millón de toneladas al año.

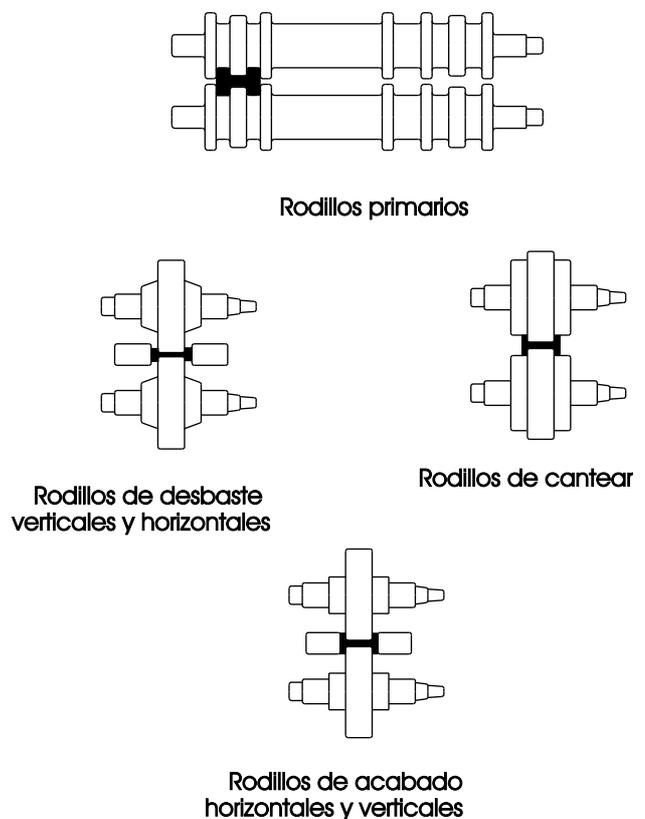


Figura 13 Secuencia de operaciones para vigas universales

Perfiles comerciales es un término tradicional para designar secciones transversales pequeñas como elementos redondos, cuadrados, hexagonales, planos, etc..., que se laminan a partir de palanquillas recalentadas en laminadores en línea con hasta 23 estaciones de laminación. La carga la constituye generalmente una palanquilla cuadrada de 100 mm y las secuencias de pasada son de tipo cuadrado, romboidal u oval, culminando en la última estación de laminación con la sección transversal acabada.

La fabricación de fleje laminado en caliente es en muchos aspectos una extensión de la laminación de chapas, con espesores de 2 a 16 mm y anchuras de hasta 2 m. Los laminadores modernos están totalmente instrumentalizados y controlados por ordenador para ofrecer una exactitud dimensional y propiedades de acabado de elevada calidad.

2.2.4 Procesos de laminado en caliente

Estos procesos pueden dividirse en dos grupos básicos: laminado en caliente tradicional y laminación controlada. El primero tiene como objetivo producir la forma requerida con el mínimo número de pasadas de cilindro. En la segunda la meta es aumentar la resistencia y tenacidad del acero mediante un control cuidadoso de la temperatura y la deformación durante el laminado.

Laminado en caliente

En el laminado en caliente tradicional la temperatura se mantiene en un máximo para reducir la resistencia al calor del acero y permitir grandes reducciones en cada pasada de cilindro. Debido a la elevada temperatura se produce una rápida recristalización y un crecimiento rápido de los granos entre las pasadas consecutivas, por lo que no se alcanza afino del grano alguno. Hoy en día este proceso solo se utiliza para una reducción primaria y para aceros de baja calidad cuando no hay exigencias específicas en cuanto a la resistencia y resistencia contra la fractura frágil.

Laminación controlada

En los años sesenta y setenta nuevos campos de aplicación, como las centrales nucleares y plataformas petrolíferas, demandaron unos componentes de acero para estructuras que tuvieran unas mejores propiedades y una mayor fiabilidad de las que hasta entonces se había dispuesto. En las plataformas del Mar del Norte, erigidas en entornos hostiles que incluían aguas profundas, intensas tormentas y bajas temperaturas de servicio, no solo la resistencia era importante, sino también la resistencia a la fractura frágil. También se centró la atención en las propiedades de fabricación: debía garantizarse la soldabilidad de los componentes de acero en condiciones difíciles. En ese momento se comprendió que no era probable que el proceso tradicional del laminado en caliente cumpliera esos requisitos, y de ese modo aparecieron nuevas tecnologías de fabricación, como la laminación controlada.

Laminación controlada es un término genérico para designar los procedimientos de laminado en los que la temperatura y la deformación durante la laminación están controladas para obtener las propiedades del material requeridas.

La laminación controlada comprende:

- Laminado de normalización (N).
- Laminación termomecánica controlada ("Thermomechanical controlled rolling" (TMCR)). Este procedimiento comprende los siguientes procesos, que emplean ritmos de enfriamiento incrementados, con o sin revenido:
- Enfriamiento acelerado
- Temple y autorrevenido

Laminado de normalización

El laminado de normalización es un tratamiento termomecánico durante el cual la deformación final se lleva a cabo en la gama de temperatura de normalización ($\approx 950^{\circ}\text{C}$). La fase austenítica se recristaliza completamente entre las pasadas pero, a causa de la reducida tempe-

ratura, no experimenta un crecimiento de los granos. En consecuencia, tras la última pasada el enfriamiento por aire produce un estado del material equivalente al que se obtiene después de la normalización. La designación abreviada de este estado de salida es N.

El laminado de normalización se puede realizar en casi todos los laminadores, ya que el laminado final tiene lugar a temperaturas relativamente elevadas ($\geq 950^{\circ}\text{C}$), de tal modo que no se sobrepasa ni la potencia ni la capacidad de carga del laminador.

Laminación termomecánica controlada

La laminación termomecánica controlada (TMCR) es un tratamiento termomecánico en el que la deformación final se lleva a cabo en una gama de temperatura en la que la austenita no se recristaliza de forma significativa. En el posterior enfriamiento, la estructura de grano deformada de la austenita da lugar a una microestructura final de ferrita y perlita de grano fino. La conformación final suele tener lugar a temperaturas justo por encima de aquella a la que la austenita comienza a transformarse en ferrita. La laminación termomecánica controlada produce un estado del material que no se puede conseguir con el tratamiento térmico por sí solo. El acero de grano afinado resultante presenta unas propiedades de tenacidad muy deseables a bajas temperaturas para una gama media de espesores y límites aparentes de fluencia del producto.

Durante varios años ha habido una demanda creciente de productos de acero laminado con límites elásticos de hasta 500 N/mm^2 y con grosores grandes espesores, en combinación con unas mejores propiedades de fabricación. Puesto que la TMCR no se puede seguir explotando, debido a que la potencia mecánica de los laminadores es limitada, ha habido que introducir nuevas tecnologías de fabricación.

Enfriamiento acelerado

El enfriamiento acelerado (con agua) se realiza tras la deformación final para mejorar las

propiedades mecánicas afinando la microestructura. Este proceso tiene un efecto positivo sobre la resistencia y sobre las propiedades de tenacidad, y permite disminuir el contenido de aleación en comparación con la TMCR por sí sola. La microestructura de los aceros con enfriamiento acelerado consiste principalmente en ferrita + perlita y ferrita + bainita de grano fino, presentando bajas temperaturas de transición de dúctil a frágil, es decir, una buena tenacidad.

Temple y autorrevenido

En el proceso de temple y autorrevenido (“Quenching and Self-Tempering” (QST)) tras la última pasada de laminación se aplica un enfriamiento intenso por rociamiento de agua sobre la superficie del producto, de manera que la costra se temple. El enfriamiento se interrumpe antes de que el núcleo se vea afectado por el temple, y las capas externas son sometidas al revenido por el flujo calorífico del núcleo a la superficie durante una fase de homogeneización de temperatura. El proceso QST ha dado lugar a la creación de una nueva generación de productos de acero con límites elásticos de hasta 500 N/mm^2 y unas excelentes propiedades de tenacidad a bajas temperaturas, soldables sin precalentamiento. Comparados con los tipos fabricados de modo convencional, estos aceros ofrecen ventajas en cuanto al ahorro de peso y a los costes de fabricación.

Influencia de las condiciones de laminación sobre las propiedades mecánicas del acero

Las propiedades mecánicas predominantes del acero son las traccionales, es decir, límite elástico, resistencia a la tracción y alargamiento, así como la tenacidad o la resistencia a la fractura frágil. Estas propiedades pueden verse muy afectadas por las condiciones de laminación aplicadas, que determinan la estructura y el tamaño del grano finales (ferrita/perlita o martensita/bainita revenidas).

Los parámetros principales que influyen sobre la microestructura y las propiedades son los siguientes:

- la temperatura de laminación de acabado, en combinación con el índice de deformación por pasada, afectan al tamaño del grano del producto final: si la temperatura está en el margen de no recristalización, el resultado es un grano fino (proceso TMCR), y si la temperatura de laminación se sitúa por encima de ese margen, el resultado es un grano grueso (laminado en caliente).
- el ritmo de enfriamiento del producto acabado inmediatamente después de la última pasada por el cilindro determina su estructura y tamaño de grano. Cabe distinguir tres tipos de enfriamiento:
 - un enfriamiento lento (con aire) a un ritmo inferior a 1°C/s influye poco sobre las propiedades mecánicas: el tamaño de grano y la estructura están determinados por el laminado precedente
 - enfriamiento acelerado (con agua) a un ritmo superior a 1°C/s, pero no lo bastante elevado como para templar el producto formando martensita. Este proceso da lugar a un afino ulterior del tamaño de grano de la estructura de ferrita/perlita, mejorando de forma sustancial la tenacidad y aumentando las propiedades traccionales.
 - temple y autorrevenido, que produce martensita revenida en las capas superficiales y una estructura de bainita/ferrita/perlita de grano fino en la zona del núcleo. Este proceso aumenta la resistencia a la tracción en 120 a 150 N/mm² con respecto al estado sin tratamiento, y mejora de forma sustancial la tenacidad.

Dependiendo del proceso de laminado se ha de ajustar la composición química del acero para obtener los diferentes tipos. La figura 14 muestra, en términos de equivalente de carbono, el contenido de aleación del acero necesario para alcanzar límites elásticos de 255 a 500 N/mm² para espesores de producto de hasta 400 mm. El tradicional proceso de laminado en caliente no solo exige los mayores contenidos de aleación, sino que además no es capaz de cubrir toda la gama de espesores de producto. Combinando la laminación TMCR y el enfriamiento acelerado se pueden obtener un menor contenido de aleación y prácticamente toda la gama de espesores de producto. La combinación de la laminación TMCR con el temple y autorrevenido permite obtener el menor contenido de aleación, así como la gama completa de productos modernos de acero para estructuras. Con este método de proceso no solo es posible

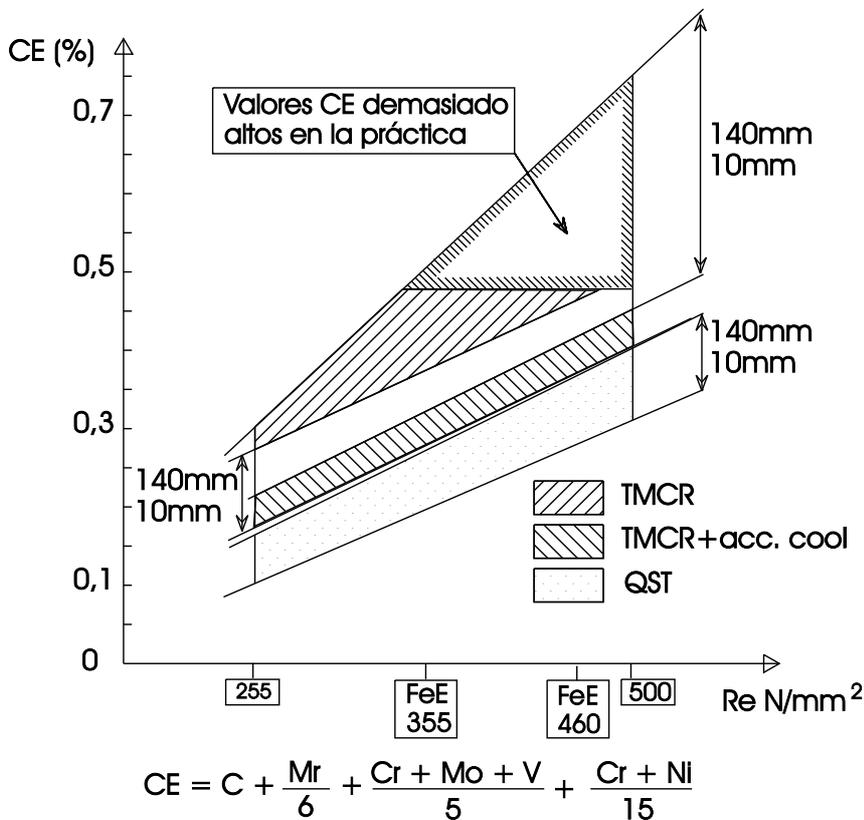


Figura 14 Carbono equivalente (CE) y resistencia de fluencia (Re) obtenida por diferentes procesos de laminación

fabricar aceros de alta resistencia de la manera más económica, sino que además se obtienen unos aceros de excelente soldabilidad merced a su bajo contenido de aleación.

En lo concerniente a la tenacidad y a la resistencia a la fractura frágil el laminado en caliente tradicional ofrece las peores características, produciendo aceros con temperaturas de transición de dúctil a frágil limitadas a 0°C o superiores. Esta clase de características del material son inadecuadas para muchas aplicaciones en la moderna construcción de aceros, sobre todo en el caso de grandes espesores de

producto y límites elásticos elevados. Hoy día es posible satisfacer estas exigencias combinando la laminación TMCR con el enfriamiento acelerado o con el temple y autorrevenido. El método del enfriamiento acelerado, y sobre todo el método combinado de TMCR/QST, permiten fabricar aceros con límites elásticos de hasta 500 N/mm² y temperaturas de transición inferiores a -60°C. Estas características bastan para cumplir las más restrictivas especificaciones que se derivan de los ámbitos de la alta tecnología, como la industria de las plataformas petrolíferas o la construcción de edificios de gran altura.

3. RESUMEN FINAL

- La fabricación del acero implica el afino del hierro fundido, la eliminación de impurezas y la adición de elementos de aleación.
- El proceso puede tener lugar en un convertidor de oxígeno, que produce un acero bajo en impurezas a partir del hierro fundido (derivado principalmente de mineral de hierro) con unos índices elevados de productividad. De modo alternativo pueden utilizarse hornos de arco eléctrico para procesar acero de chatarra.
- El ulterior afino del acero, para conseguir la composición requerida, se lleva a cabo en la unidad de fabricación de acero secundaria o en cuchara, añadiendo los elementos apropiados y eliminando los productos no deseados.
- El acero líquido se solidifica mediante colada continua en semiproductos o mediante colada de lingotes.
- Los productos de acero para estructuras se fabrican mayoritariamente mediante laminado en caliente, comprimiendo el acero entre cilindros para obtener la forma de sección transversal exigida.

- El laminado en frío produce una amplia gama de productos de acero delgados, a menudo con revestimientos superficiales, que poseen unas buenas calidades de conformación y calidad superficial.
- Para la fabricación de perfiles estructurales huecos se requieren técnicas especiales.
- Controlando el régimen de temperatura durante el laminado se pueden obtener unas mejores características del acero.

4. BIBLIOGRAFÍA ADICIONAL

1. The Making, Shaping and Treating of Steel Edited by Harold E McGannon USS (United States Steel) 10th Edition Published 1985.
2. Brockenbrough, R. L., Metallurgy Chapter 1.1 Constructional Steel Design, an International Guide, 1992.
3. Alexander, W., Metals in the Service of Man, Penguin Books, London, 1989.
4. Tamura, I, Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels, Butterworths, 1988.

ESDEP TOMO 3 METALURGIA APLICADA

Lección 3.3.1: Introducción a las Propiedades Físicas de los Aceros

OBJETIVOS/CONTENIDO

Presentar las principales físicas de los aceros, exponiendo sus características metalúrgicas más importantes.

CONOCIMIENTOS PREVIOS

Ninguno

LECCIONES AFINES

Lección 3.1: Características de las Aleaciones de Hierro y Carbono

Lección 3.2: Procesos de Fabricación y Conformado

RESUMEN

Esta lección ofrece una breve introducción a la naturaleza cristalina de los metales y a la estructura de las propiedades del material. Explica el efecto de las dislocaciones sobre la resistencia mecánica y demuestra que el empleo del diagrama tensión-deformación es el mejor medio para determinar la resistencia. Expone el concepto de coeficiente de Poisson, estado de tensiones multiaxial, el endurecimiento por deformación en frío y la influencia de la temperatura e incremento de la deformación. Describe los medios metalúrgicos y mecánicos para mejorar la resistencia y expone el concepto de dureza.

1. INTRODUCCIÓN

1.1 Naturaleza de los metales

El enlace metálico se produce al emitir los átomos metálicos electrones de valencia a un “gas de electrones libres”. Las estructuras metálicas en el nivel atómico se representan entonces como matrices casi compactas de iones metálicos envueltas por el gas de electrones. En la mayoría de los casos el enlace es no direccional. En consecuencia, las estructuras cristalinas metálicas habituales son cúbicas de caras centradas, por ejemplo Cu, Al, Ni, o cúbicas de mallas centradas, por ejemplo Fe. (Algunos metales se presentan con una estructura compacta hexagonal, por ejemplo Zn, Cd, pero no suelen utilizarse para aplicaciones estructurales).

Los metales (y aleaciones) de estructura cúbica presentan cuatro propiedades metálicas características, a saber:

- buena ductilidad (o maleabilidad).
- conductividad térmica elevada.
- conductividad eléctrica elevada.
- brillo metálico.

La ductilidad es consecuencia de la falta de direccionalidad en el enlace de los átomos y de la naturaleza compacta de las estructuras cristalinas, lo cual normalmente permite que se produzca un profuso deslizamiento cristalográfico bajo tensión. La no direccionalidad del enlace permite asimismo que las vibraciones térmicas se transmitan con facilidad de un átomo vibrante a los contiguos, de ahí la elevada conductividad

térmica. La existencia de electrones libres proporciona la conductividad eléctrica elevada. Estos electrones libres son también los responsables del brillo metálico, pues puede absorberse y volverse a irradiar fácilmente luz incidente de una gran gama de longitudes de onda.

1.2 Propiedades sensibles e insensibles a la estructura

Antes de pasar al análisis de las propiedades pertinentes, debe aclararse el significado de la sensibilidad e insensibilidad a la estructura dentro del contexto de las propiedades del material.

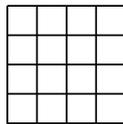
Las propiedades insensibles a la estructura son aquéllas que no se ven afectadas de forma significativa por cambios en la microestructura o la macroestructura. Está aceptado que muchas de las propiedades físicas de un material, por ejemplo el módulo de elasticidad, la densidad aparente, el calor específico y el coeficiente de dilatación térmica, no varían sino en pequeñas cantidades de una probeta a otra de un material determinado, incluso si las distintas probetas han estado sometidas a procesos de trabajo y/o tratamiento térmico muy diferentes. Esta insensibilidad existe a pesar de que estos procesos han podido ocasionar modificaciones en la microestructura o la macroestructura muy sustanciales. Por el contrario, la mayoría de las propiedades mecánicas dependen en gran medida de estas modificaciones. Así, por ejemplo, el límite elástico, la ductilidad y la resistencia a la rotura se consideran sensibles a la estructura.

2. RESISTENCIA

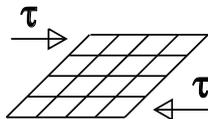
2.1 Dislocaciones y deformación plástica

Para comprender el comportamiento mecánico de los metales es necesario analizar tanto la deformación elástica como la mecánica. La deformación elástica es reversible, es decir, solo dura mientras se aplica la carga. La ley de Hook relaciona la deformación elástica con la tensión, como sigue:

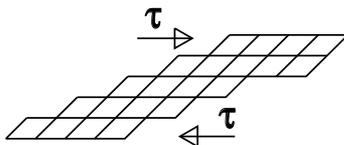
$$\sigma = E \cdot \varepsilon$$



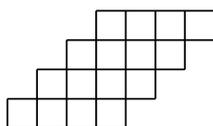
(a) Retícula simple



(b) Deformación elástica (reversible)



(c) Deformación elastoplástica



(d) Deformación plástica

Figura 1 Deformación elástica y plástica

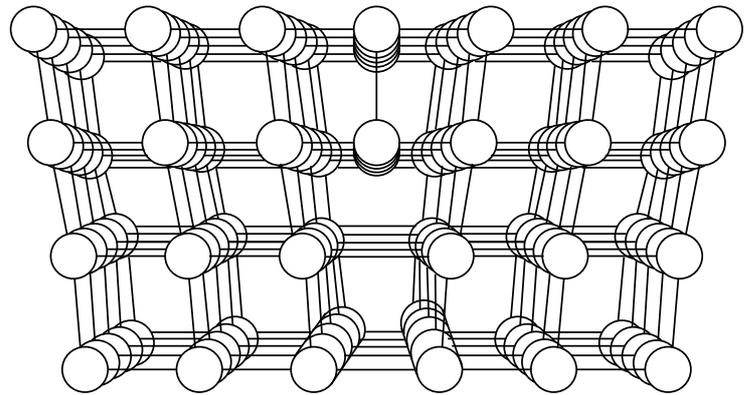


Figura 2 Dislocación en red cristalina

$$\tau = G \cdot \gamma$$

donde

σ y ε son la tensión y deformación uniaxiales respectivamente

τ y γ son el esfuerzo cortante y la deformación por esfuerzo cortante.

E es el módulo de Young (210000 N/mm²)

G es el módulo de elasticidad transversal (80000 N/mm²)

En la figura 1 se muestra la respuesta de una malla simple al esfuerzo cortante. Al principio la respuesta es elástica, figura 1(b), es decir, cuando la carga se retira se recupera la deformación en su totalidad. Más allá de una tensión límite, conocida como tensión de fluencia, la deformación se convierte en elasto-plástica, figura 1(c): al retirar la carga solo se recupera la deformación elástica, permaneciendo la plástica, figura 1(d). Esta figura muestra cómo los planos cristalográficos se han movido unos contra otros. No existen ecuaciones tan sencillas para a la deformación plástica (correspondientes a la ley de Hook para la deformación elástica).

Las estimaciones teóricas del esfuerzo cortante necesario para mover un plano cristalográfico una unidad de deslizamiento dan

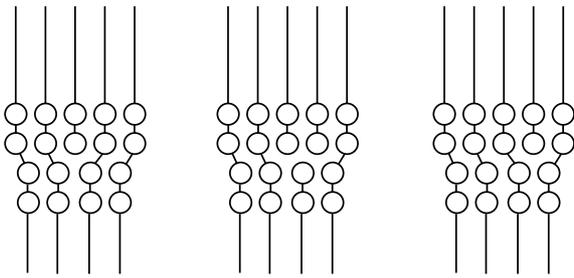


Figura 3 Movimiento de dislocación a través de una red cristalina

$\tau_{crit} \approx G/(2\pi)$. Las mediciones demuestran que los aceros más resistentes alcanzan aproximadamente un 10% de la resistencia teórica. Sin embargo, los aceros para estructuras poseen resistencias que están dos órdenes de magnitud por debajo del valor teórico. Debe haber por lo tanto un mecanismo que facilite el deslizamiento de los planos cristalográficos. Este mecanismo lo constituye la presencia de defectos de la malla denominados dislocaciones. La figura 2 representa un ejemplo de una dislocación simple. Durante la deformación plástica, la dislocación se mueve a través de la malla atómica dentro del cristal. figura 3.

Se puede establecer una sencilla analogía del movimiento de la dislocación imaginando una alfombra con una arruga. Si se aplica una ligera fuerza sobre la arruga se puede mover a lo largo de la alfombra, de lo que resulta un pequeño desplazamiento global de ésta. En ausencia de la arruga se necesitaría una fuerza muy grande para superar el rozamiento entre la alfombra completa y el suelo.

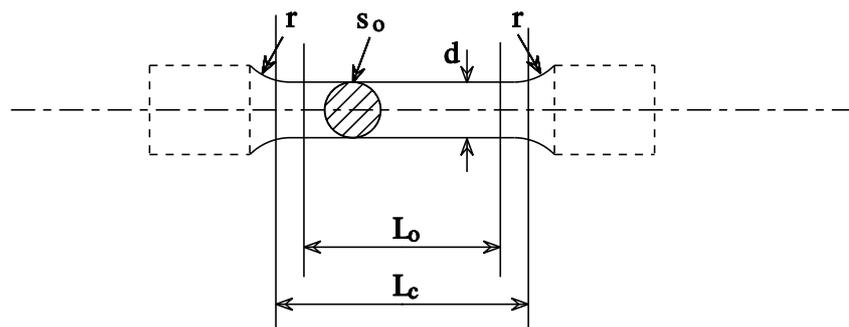
Las dislocaciones distorsionan la malla circundante de manera elástica. Mientras que unas zonas se ven comprimidas, otras son estiradas. Estas zonas elásticamente deforma-

das están en interacción con otros defectos tales como átomos solutos, otras dislocaciones, contornos del grano y precipitados. Estos obstáculos interfieren el movimiento de dislocación, dificultando la deformación plástica.

2.2 Diagrama tensión-deformación para probetas de tensión simple

Las propiedades mecánicas de los materiales se determinan utilizando probetas y procedimientos de ensayo normalizados. Para los materiales dúctiles como la mayoría de los aceros el método de ensayo más empleado es el de ensayos de tracción. Los materiales frágiles suelen someterse a ensayos de flexión o compresión.

Las propiedades traccionales suelen medirse utilizando probetas largas y estrechas (figura 4) que garantizan un estado de tensiones uniaxial. Se prefieren las secciones transversales redondas, si bien se emplean probetas rectangulares para chapa y fleje y para determinar las propiedades de embutición. Los parámetros importantes que han de controlarse durante los ensayos de tracción son el grado de deformación



L_0 = Longitud de galga
 L_c = Longitud paralela
 r = Radio de transición
 s_0 = área transversal original
 d = Diámetro de longitud de galga

Nota : Para probetas proporcionales, $L_0 = 5,65 \sqrt{s_0}$

Figura 4 Dimensiones normalizadas de una probeta

y la temperatura de ensayo. El primero está controlado por la velocidad de desplazamiento de la cruceta de la máquina de ensayo; la segunda se puede regular mediante un horno o una cámara de enfriamiento.

Durante el ensayo se miden la carga (F) y el alargamiento (ΔL), obteniéndose el diagrama tensión (σ)-deformación (ϵ) atendiendo a las dimensiones de la pieza de ensayo. La tensión nominal o ingenieril σ_n es la carga F dividida por el área original de la sección transversal S_0 :

$$\sigma_n = F/S_0 \quad (1)$$

La deformación nominal o ingenieril ϵ_n es la relación del cambio de longitud ($L-L_0$) con respecto a la longitud original L_0 :

$$\epsilon_n = \frac{L - L_0}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2)$$

Las figuras 5 y 6 muestran los diagramas tensión-deformación obtenidos mediante las ecuaciones (1) y (2) correspondientes a dos tipos de acero.

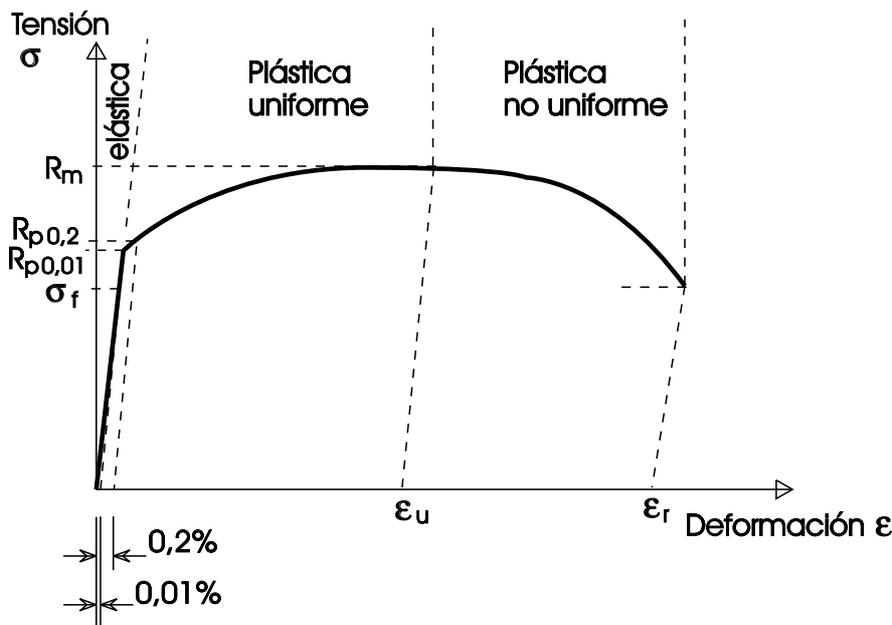


Figura 5 Curva tensión –deformación de un metal, ej. Acero de alta resistencia, con transición continua de deformación elástica a plástica

El diagrama tensión-deformación ingenieril se puede dividir entre zonas: deformación elástica, alargamiento plástico uniforme con tensión en aumento constante ($\epsilon \leq \epsilon_u$) y alargamiento plástico irregular ($\epsilon > \epsilon_u$).

En la mayoría de los metales se da una transición gradual del comportamiento elástico al plástico y es necesario definir una tensión de ensayo, generalmente $R_{p0,1}$ o $R_{p0,2}$, con el fin de determinar el comienzo de la fluencia. Son tensiones a las que se obtiene un alargamiento permanente de 0,1 ó 0,2% de la distancia entre puntos de medida inicial.

Algunos metales y aceros especialmente dulces presentan una discontinuidad entre los regímenes elástico y plástico, con un límite de fluencia marcado seguido de un breve período de deformación plástica irregular (figura 6). El fenómeno de la fluencia está descrito por:

- la tensión máxima de fluencia R_{eH} al iniciarse la fluencia.
- la tensión mínima de fluencia R_{eL} , que es el valor de tensión durante la propagación de las bandas de Lüder.
- la deformación de Lüder $\epsilon_{Lüd}$ (cerca del 1-2% para aceros dulces).

La razón de este comportamiento es que las dislocaciones quedan sujetas por átomos de carbono y/o nitrógeno disueltos de forma intersticial. Estas dislocaciones deben ser liberadas por la tensión máxima de fluencia, tras lo cual pueden continuar moviéndose a la tensión mínima de fluencia. Este proceso no tiene lugar de una manera uniforme en toda la probeta. Unas marcas, conocidas como bandas de Lüder, que señalan zonas plásticamente deformadas,

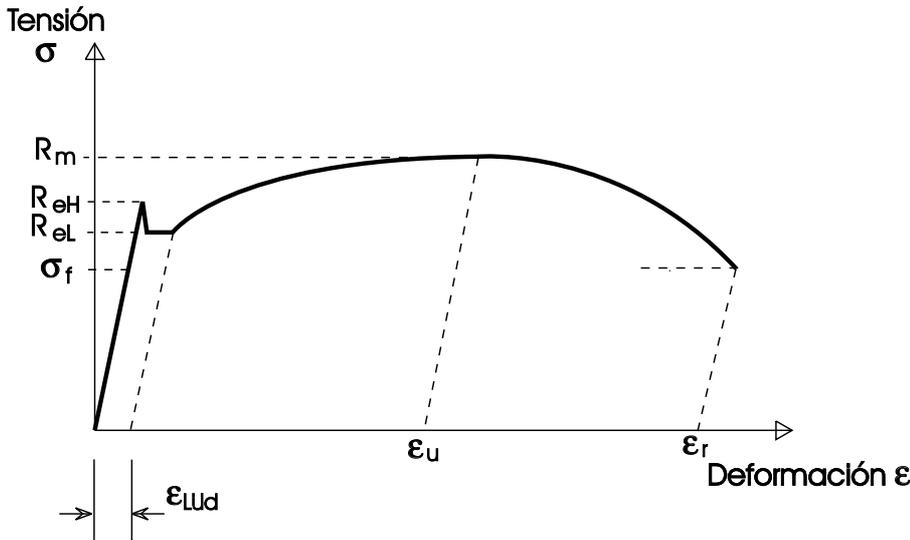


Figura 6 Curva tensión - deformación de un metal, ej. acero dulce, con límite de fluencia

La tensión a la que comienza el estrechamiento es la resistencia a la rotura por tracción $R_m = F_{max}/S_0$, siendo la correspondiente deformación la deformación límite ϵ_u . A continuación de iniciarse el estrechamiento, la carga necesaria para mantener el alargamiento disminuye aunque la tensión local dentro de la zona de estrechamiento sigue aumentando. La deformación continua conduce a la rotura, determinada por el esfuerzo de rotura σ_f y la deformación de rotura ϵ_r . La reducción porcentual del área en el momento de la rotura

aparecen a 45° respecto del sentido de la carga y se extienden por toda la distancia entre puntos para la medida del alargamiento de la probeta.

Dentro del alargamiento uniforme, solo es posible una deformación plástica ulterior mediante una carga en constante aumento. La densidad de dislocación aumenta conforme se incrementa la deformación, dificultando una ulterior deformación debido a la interacción entre las dislocaciones. Este efecto se conoce como endurecimiento por deformación en frío o por acritud. El grado de endurecimiento por deformación en frío ($d\sigma/d\epsilon$) es al principio elevado pero disminuye conforme aumenta la deformación plástica.

En la tercera zona la deformación de la probeta continúa estrechándose, aunque esto ocurre ahora localmente, con el cuello resultante que muestra la figura 7.



Figura 7 Probeta de tensión en momento de fractura

$$Z = 100 (S_0 - S_u)/S_0$$

es una medida de la ductilidad del material, donde S_u es el área mínima de la sección transversal en el momento de la rotura en la zona de estrechamiento.

Para el diagrama tensión-deformación teórica tanto la tensión como la deformación están referidas a las dimensiones iniciales de la probeta (S_0, L_0). Dado que la sección transversal y la longitud cambian continuamente durante la deformación, estas ecuaciones no ofrecen una indicación real del historial de tensión y deformación. Para una mejor descripción de las propiedades del material ha de tenerse en cuenta el cambio del área de la sección transversal. La tensión y deformación reales se definen como sigue:

$$\sigma_t = \frac{F}{S} \quad (4)$$

donde S es el área de la sección transversal instantánea.

$$\epsilon_t = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} \quad \text{para } \epsilon \leq \epsilon_u \quad (5)$$

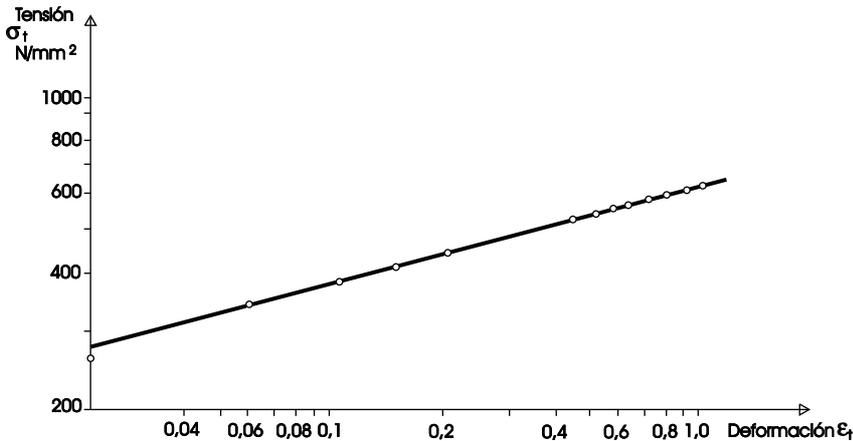


Figura 8 Gráfica doble logarítmica de verdadera tensión contra verdadera deformación

Considerando que la plasticidad tiene lugar en condiciones de volumen constante, puede deducirse la relación entre la tensión y deformación reales y teóricas en la zona de alargamiento uniforme:

$$\sigma_t = \sigma_n(1 + \epsilon_n) \quad (6)$$

$$\epsilon_t = \ln(1 + \epsilon_n) \quad (7)$$

En la zona de estrechamiento debe medirse la sección transversal instantánea de la probeta para obtener la tensión y deformación reales. La deformación real (figura 8) es:

$$\epsilon_t = 1n \frac{S_o}{S} \quad \text{para } 0 \leq \epsilon \leq \epsilon_r \quad (8)$$

Para determinar la tensión real se ha de tener en cuenta un factor de corrección k_m , debido al estado de tensiones multiaxial resultante del estrechamiento.

La figura 9 muestra el diagrama tensión-deformación ingenieril (1) y el correspondiente diagrama tensión-deformación reales teniendo (2) y no teniendo (3) en cuenta el estado de tensiones multiaxial. Nótese que la deformación real se hace mayor que la teórica debido al estrechamiento, y que el endurecimiento por deformación en frío es siempre positivo.

2.3 Respuesta multiaxial

2.3.1 Coeficiente de Poisson

En la sección anterior se ha expuesto la respuesta longitudinal de una probeta de tracción simple. Si se hubieran hecho también mediciones de la deformación transversal (ϵ_{trans}) se habría comprobado que la probeta se estrechaba a medida que se extendía. En la zona elástica $\epsilon_{trans} = \nu \epsilon$, donde ν , llamado coeficiente

de Poisson, tiene un valor de aproximadamente 0,3. Esto implica que el volumen del material elásticamente deformado está aumentando porque $\frac{dV}{V} = \epsilon - 2\epsilon_{trans} = 0,4 \epsilon$. En la zona plás-

tica, con deformaciones mucho mayores, el volumen del material no cambia de forma significativa y $\epsilon_{trans} \simeq 0,5 \epsilon$, lo que implica que el coeficiente de Poisson tiene un valor de 0,5. En la zona de estrechamiento es conforme se aproxi

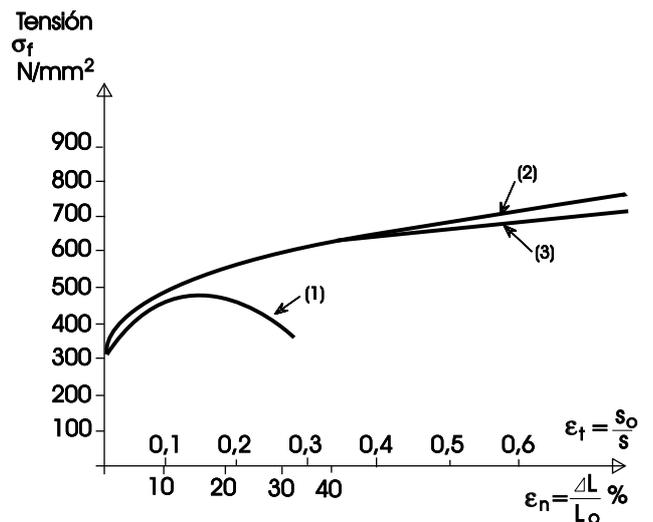
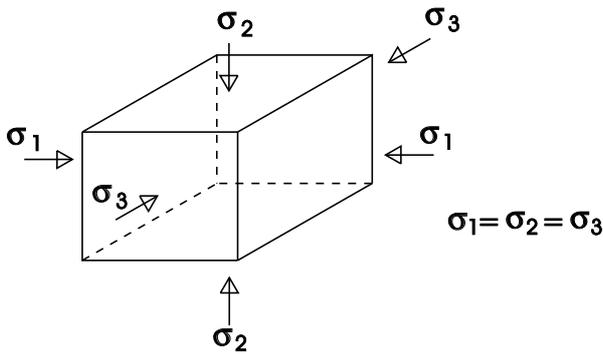
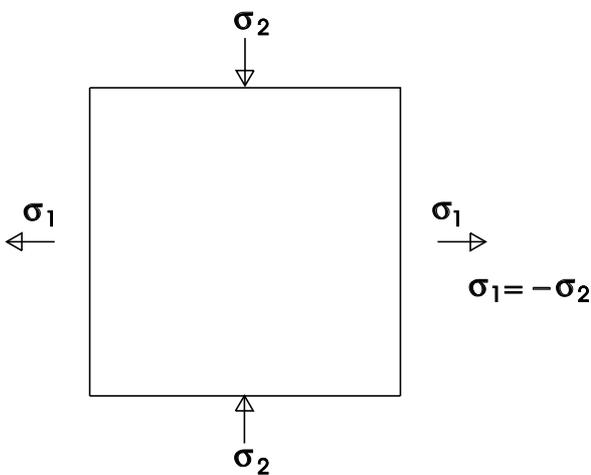


Figura 9 Curva tensión-deformación (1) y correspondiente curva de verdadera tensión –verdadera deformación sin (2) y con (3) corrección con respecto al estado de tensión multiaxial



(a) Compresión tri-axial uniforme



(b) Cortante puro en dos dimensiones

Figura 10 Ejemplo de tensiones multiaxiales

ma la rotura cuando este estado de volumen constante queda ilustrado con mayor claridad. Las deformaciones localmente más elevadas van acompañadas de grandes deformaciones transversales que producen el estrechamiento local.

2.3.2 Estados de tensiones multiaxiales y su influencia sobre la fluencia

En muchas situaciones teóricas existen tensiones en más de una dirección. La figura 10 muestra algunos ejemplos. La dirección y la magnitud de las tensiones influye sobre el inicio de la fluencia. En la compresión triaxial equilibrada que se repre-

senta en la figura 10a no es posible la fluencia del material, porque no tiene “donde ir” hasta que no se produzca una rotura en la estructura atómica de los cristales a varios órdenes de magnitud de tensión por encima de la tensión de fluencia uniaxial. En el esfuerzo bidimensional a cortante puro de la figura 10b, la tendencia a expandirse en la dirección x, originado por la tensión de tracción σ_1 , es impedida por la tensión σ_2 en la dirección y, y viceversa.

Se han desarrollado diferentes fórmulas matemáticas para describir esta fluencia interactiva, y se comprueba que diferentes formulaciones son más adecuadas para diferentes materiales. La figura 11a ilustra los dos criterios más comunes para los metales en estado de tensión bidimensional. La fórmula Hencky-Von Mises, utilizada generalmente para el acero y tensiones tridimensionales, viene dada por:

$$\sigma_y = \frac{1}{\sqrt{2}} \left\{ (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right\}^{1/2}$$

donde σ_1 , σ_2 y σ_3 son las tres tensiones principales.

2.3.3 Endurecimiento por deformación en frío bajo tensiones multiaxiales

La figura 11b muestra el modelo más común de endurecimiento por acritud en presencia de tensiones multiaxiales. Tal como se representa, en el endurecimiento por acritud *isotrópico* la superficie de fluencia se expande uniformemente.

2.4 Influencia de la temperatura y del grado de deformación

La mayoría de las estructuras ingenieriles funcionan a temperatura ambiente y están sometidas a cargas lo suficientemente lentas como para no afectar a la respuesta de un modo inmediato. Sin embargo, pueden producirse temperaturas elevadas o bien de servicio (instalaciones de calderas) o por accidente (incendios). Los impactos y otras cargas accidentales pueden conducir a grados de deformación cuya influencia no se puede ignorar.

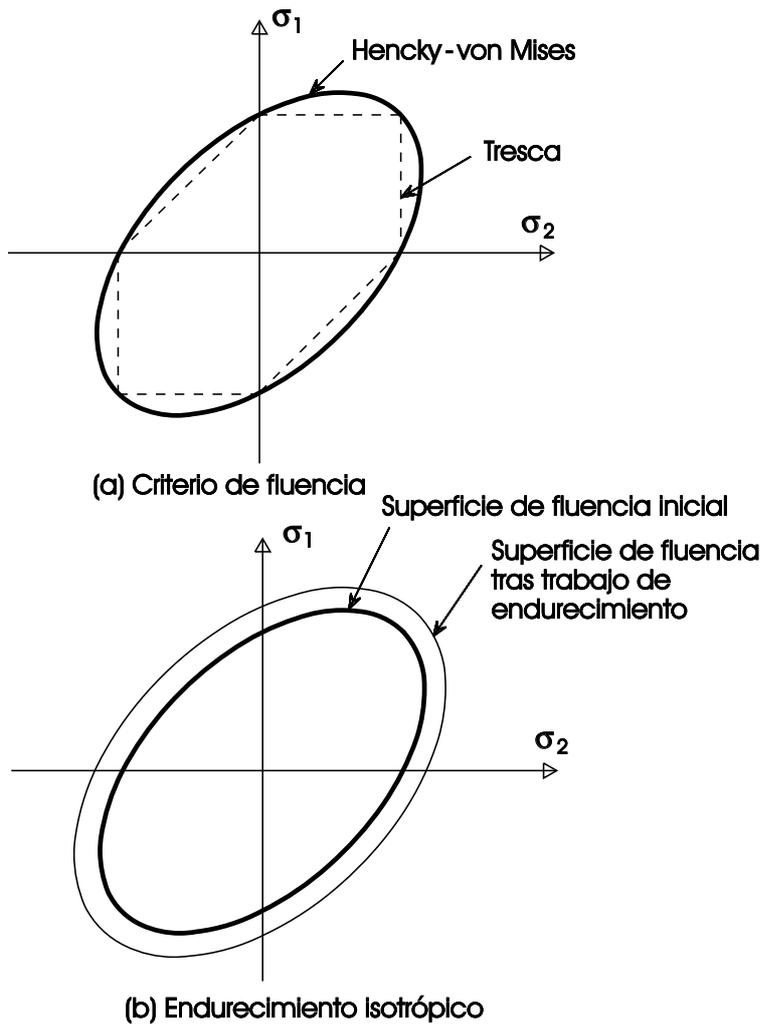


Figura 11 Fluencia y endurecimiento en campos de tensión bi-dimensionales

2.4.1 Temperatura

La temperatura creciente favorece el movimiento de las dislocaciones. Como resultado de ello se reducen tanto el límite elástico como la resistencia máxima. En los aceros para estructuras la pérdida de resistencia es pequeña hasta aproximadamente los 300°C. Después existe una pérdida progresiva de resistencia conforme aumenta la temperatura. A 600°C se da una reducción característica de la resistencia del 50% con respecto a la existente a temperatura ambiente.

En los aceros para estructuras la termofluencia (“creep”), es decir, la deformación en aumento bajo tensiones constantes, puede no tenerse en cuenta a temperatura ambiente. Sin embargo, a temperaturas superiores a 500°C, la deformación de termofluencia es ya importante. La figura 12 ilustra la influencia de las temperaturas elevadas tanto sobre la rigidez como sobre la resistencia.

2.4.2 Grado de deformación

El movimiento de dislocación es un proceso dependiente del tiempo. Por eso es comprensible que unos elevados grados de deformación dificulten la fluencia, lo cual se refleja en una tensión de fluencia aumentada. El modelo más aceptado para comprobar los efectos del grado de deformación es la fórmula Cowper-Symonds que se indica abajo. En la figura 13 se ilustra la importancia que este efecto tiene sobre el comportamiento de tensión y deformación de tracción.

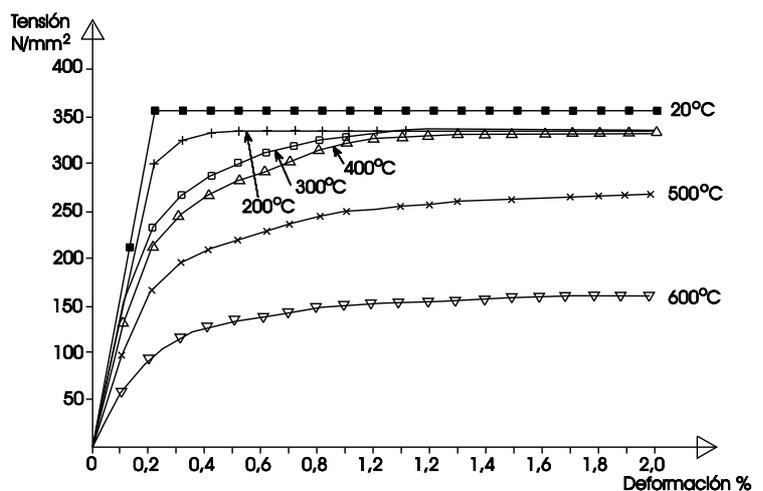


Figura 12 Influencia de la temperatura en las propiedades mecánicas del acero estructural (Este ejemplo es Fe490)

$$\frac{\sigma}{\sigma_s} = 1 + \left(\frac{\epsilon}{D}\right)^{\frac{1}{q}}$$

donde:

- $\dot{\epsilon}$ = grado de deformación
- σ = tensión de fluencia dinámica
- σ_s = tensión de fluencia estática.

D y q son coeficientes de ajuste del diagrama adimensionados.

- D = 40.4 s⁻¹ y
- q = 5 para acero al carbono

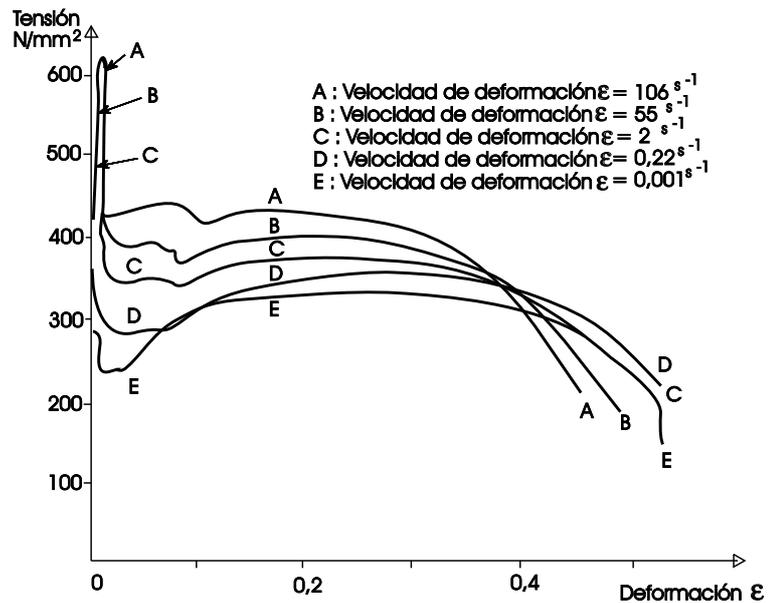


Figura 13 Influencia de velocidad de deformación en las propiedades mecánicas del acero dulce

2.5 Medios de incremento de la resistencia

La resistencia de un acero puede definirse como su capacidad para oponerse al inicio de la deformación plástica estando sometido a una carga externa. La deformación plástica tiene lugar debido al movimiento de dislocaciones por la malla del metal, lo cual permite a los planos individuales de la malla deslizarse unos sobre otros. Si este movimiento se ve obstaculizado por defectos en la malla, debe aplicarse una carga externa mayor para que las dislocaciones puedan superar esos obstáculos. Por eso los medios para aumentar la resistencia de los aceros buscan siempre obstaculizar el movimiento de las dislocaciones. Los obstáculos al movimiento de las dislocaciones se pueden clasificar de acuerdo con la Tabla 1.

• Endurecimiento por solubilización de la fase sólida

El aumento de resistencia lo producen átomos externos que se disuelven en la matriz del metal. Puesto que estos átomos externos difieren de la matriz del metal en tamaño y propiedades físicas y eléctricas, causan una distorsión de la malla que obstaculiza el movimiento de las dislocaciones. El aumento de la tensión de fluencia depende del

tipo, cantidad y distribución de los átomos externos, figura 14. Puede observarse que el aumento de resistencia causado por C y N es especialmente elevado. Esto es debido a que estos átomos se disuelven intersticialmente entre los átomos de la matriz, lo que provoca una gran distorsión de la malla. Los otros elementos representados en la figura 14 se disuelven de modo sustitucional y ocupan posiciones de la malla normales, produciendo una menor distorsión.

El aumento de la resistencia mediante

TABLA 1

Dimensión	Generador	Mecanismo
0 (punto)	átomos solutos	endurecimiento por solubilización de la fase sólida
1 (lineal)	dislocaciones	endurecimiento por deformación en frío
2 (plano)	contornos del grano	afino del grano
3 (espacial)	partículas	endurecimiento por precipitación /dispersión
Incremento de la resistencia de los aceros		

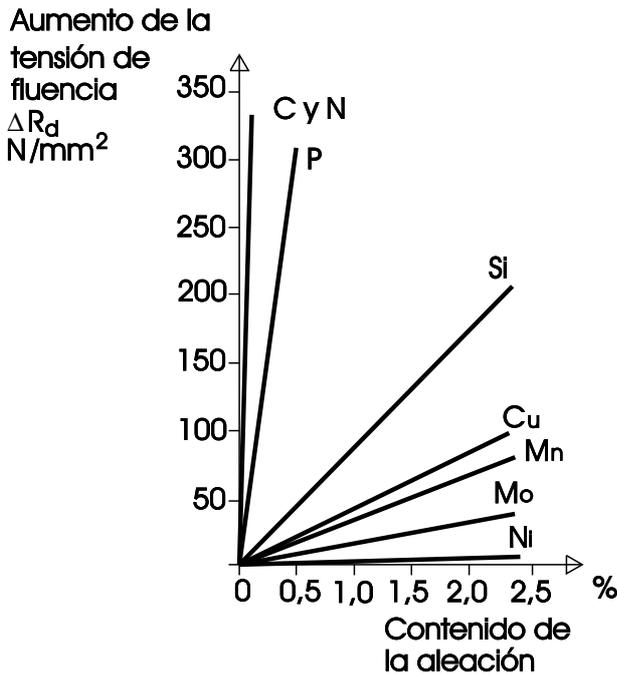


Figura 14 Influencia del contenido de la aleación sobre la menor tensión de fluencia de la ferrita a temperatura ambiente

endurecimiento por solubilización de la fase sólida conlleva una disminución de la tenacidad. (La tenacidad es la capacidad de un material para evitar la fractura frágil, ver Lección 3.3.2). Por lo tanto no suele pretenderse el nivel potencial de resistencia alcanzable mediante el endurecimiento por solubilización de la fase sólida, debido a la posibilidad de fractura frágil.

- **Endurecimiento por deformación en frío**

Las propias dislocaciones son defectos lineales de la malla. La distorsión de la malla que envuelve a la dislocación estorba el movimiento de otras dislocaciones. Esta interacción aumenta según lo hace la densidad de dislocación.

Durante el conformado en frío del acero, por ejemplo en el laminado en

frío, deben producirse continuamente dislocaciones, pues se bloquean unas a otras permanentemente. La densidad de dislocación se eleva y aumenta la resistencia del acero endureciéndolo por deformación en frío (figura 15). Este endurecimiento va acompañado de una pronunciada reducción de la tenacidad.

- **Afino de grano**

El afino de grano es el mecanismo para incremento de la resistencia más importante en los aceros para estructuras, pues es el único que une al aumento de resistencia un incremento de la resistencia a la fractura frágil.

Los contornos de grano constituyen barreras al movimiento de las dislocaciones. En consecuencia, conforme disminuye el tamaño del grano el número de barreras se eleva, lo que se refleja en un límite elástico aumentado. El efecto del tamaño del grano sobre la tensión de fluencia se

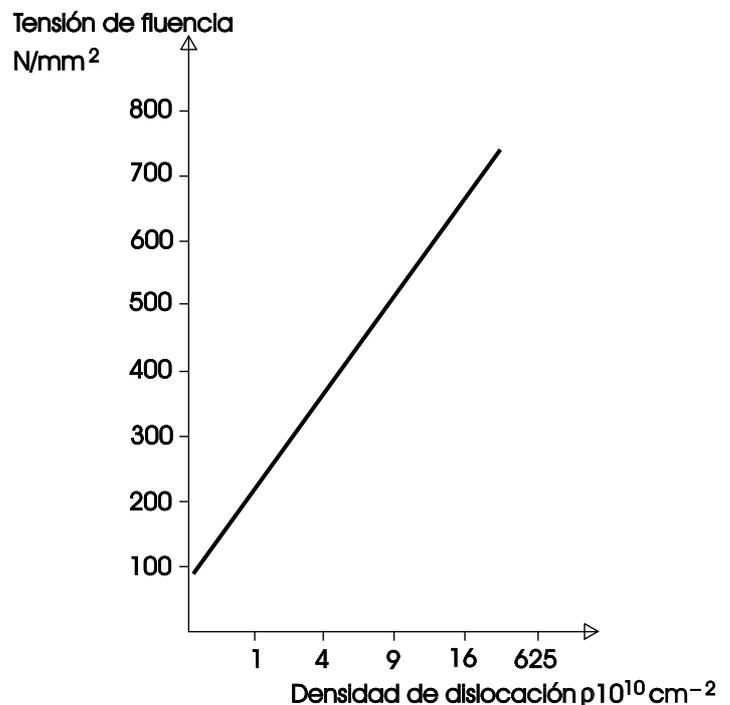


Figura 15 Dependencia de la menor tensión de fluencia del hierro- α en la densidad de dislocación

expresa mediante la ecuación de Hall-Petch:

$$R_{eL} = \sigma_{iy} + k_y \cdot d^{-1/2}$$

donde

R_{eL} es el límite elástico mínimo

σ_{iy} es la tensión de fricción: la tensión a la que comienza la fluencia en un material con granos muy grandes

k_y es la resistencia del contorno de grano

d es el diámetro medio de grano.

- Endurecimiento por dispersión y precipitación

Cuando una dislocación en movimiento se encuentra con una partícula, solo tiene dos mecanismos de paso:

- abrirse paso a través de la partícula, o
- doblarse entre las partículas y alrededor de ellas, dejando una sección de la dislocación como un anillo en torno a la partícula.

En los aceros el mecanismo predominante de endurecimiento de partículas es el de doblamiento de la dislocación. La resistencia está entonces inversamente relacionada con el espaciado entre las partículas. Así pues, la resistencia aumenta conforme el tamaño de las partículas disminuye y según se eleva la fracción volumétrica de los precipitados.

El modo más usual de obtención de las partículas de incremento de la resistencia es la precipitación en la matriz durante el tratamiento térmico. En el acero lo más habitual es que suceda durante el revenido de aceros de contenido medio en carbono endurecidos por temple, pero también tiene lugar en aceros para estructuras durante el enfriamiento tras la laminación controlada o en el transcurso de los ulteriores tratamientos.

2.6 Dureza

La “dureza” es una medida de la resistencia a la deformación cuando se hace penetrar un instrumento de indentación cargado en la superficie del metal sometido a ensayo. La penetración del instrumento de indentación en la probeta da lugar a una deformación local tanto elástica como plástica.

Los métodos de ensayo pueden ser estáticos o dinámicos. Tanto la deformación elástica como la plástica se tienen en cuenta para evaluar la dureza dinámica, expresada en términos de energía absorbida. Los métodos de ensayo dinámicos comprenden el ensayo de dureza al impacto y el ensayo de dureza Shore. Presentan la ventaja de posibilitar un ensayo rápido realizable en cualquier lugar. Comparados con los métodos de ensayo de dureza estáticos los dinámicos son menos precisos.

Los habituales métodos de ensayo estáticos de dureza a la penetración difieren en cuanto al tipo de instrumento de indentación que se hace penetrar en el metal. El ensayo Brinell utiliza una bola de acero endurecido (EN 3), el ensayo Vickers (EN 5) una pirámide de diamante de base cuadrada (ángulo comprendido = 136°) y el ensayo Rockwell (EN 10004) se realiza con un cono de diamante (ángulo comprendido = 120°).

El instrumento de indentación se introduce por presión en la probeta lentamente (casi de manera estática). Tras retirar la carga se mide el tamaño de la indentación. A diferencia del ensayo dinámico solo se tiene en cuenta la deformación plástica. En el campo de la industria y de la investigación se prefieren los métodos de ensayo estáticos debido a la consistencia de sus resultados.

Las diferentes mediciones de la dureza se corresponden muy de cerca, sobre todo en los valores bajos. Más complicada es la correspondencia de los valores de dureza con otras medidas de la resistencia a la deformación, como las propiedades de tracción, pero una regla práctica experimental es que la resistencia a la tracción en unidades de Nmm^{-2} equivale aproximadamente a 3 veces la dureza de Vickers.

3. RESUMEN FINAL

- La mayoría de las propiedades físicas de los metales son sensibles a la estructura.
- Las principales magnitudes que definen las propiedades mecánicas de los metales sometidos a cargas no constantes son:
 - El módulo de Young.
 - El coeficiente de Poisson.
 - La tensión de fluencia, o tensión de ensayo para metales sin un límite de fluencia definido.
 - La resistencia a la rotura.
 - Dureza.
- Estas propiedades pueden verse afectadas por:
 - la temperatura

- el grado de deformación
- la multiaxialidad
- la geometría.
- Se puede obtener una combinación óptima de resistencia y tenacidad controlando:
 - el contenido de aleación
 - el nivel de impurezas
 - el tratamiento físico.

4. BIBLIOGRAFÍA ADICIONAL

1. Leslie, W.L., The Physical Metallurgy of Steels, Hemisphere Publishing Corporation, Washington, New York, London, 1981.
2. Dahl, W., Steel – Handbook of Materials Research and Engineering Volume 1, Springer-Verlag, Düsseldorf 1990.

APÉNDICE 1

Lección 3.3.1: Introducción a las Propiedades Mecánicas de los Aceros

Datos característicos de las propiedades mecánicas de aceros para estructuras soldables

Acero (tipo según EN10025)	Estado	Tensión fluencia (N/mm ²)	Resis. rotura tracción (N/mm ²)	Alargamiento hasta rotura % (L ₀ = 5,65√S ₀)
Tipo Fe430B (0,25% carbono)	laminado en caliente	275	470	22
Tipo Fe430D (0,19% carbono)	normalizado	275	470	22
Tipo Fe510B (0,23% carbono)	laminado en caliente	355	550	20
Tipo Fe510D (0,18% carbono) 0,10% vanadio)	normalizado	355	550	20

Datos característicos de las propiedades mecánicas de algunos metales y aleaciones comunes no ferrosos

Metal o aleación	0,2% Tensión de ensayo (N/mm ²)	Resis. rotura tracción (N/mm ²)	Alargamiento hasta rotura % (L ₀ = 5,65√S ₀)
Aluminio (recocido)	34	77	47
Aluminio (trabajado en frío)	94	115	13
Duraluminio (recocido)	123	231	15
Duraluminio (cronoendurecido)	278	432	15
Cobre (recocido)	54	223	56
Cobre (trabajado en frío)	285	316	13
70-30 latón (recocido)	85	320	65
70-30 latón (trabajado en frío)	378	463	20

Valores característicos del módulo de Young para metales

Metal	Al	Au	Ti	Cu	Fe	Ni
kN/mm ²	70	79	120	130	210	200

ESDEP TOMO 3 METALURGIA APLICADA

Lección 3.3.2: Propiedades Mecánicas de los Aceros

OBJETIVOS/CONTENIDO

Ofrecer la continuación de la Lección 3.3.1, presentando la tenacidad como propiedad ingenieril importante.

CONOCIMIENTOS PREVIOS

Lección 3.3.1: Introducción a las Propiedades Mecánicas de los Aceros

LECCIONES AFINES

Lección 3.1: Características de las Aleaciones de Hierro y Carbono

Lección 3.2: Procesos de Fabricación y Conformado

RESUMEN

Esta lección expone los fenómenos de la rotura dúctil y la fractura transcristalina, así como la propiedad física de la tenacidad. Se resumen los efectos que el grado de carga térmica, las condiciones de tensión multiaxial y la geometría tienen sobre la tenacidad. Se presentan el ensayo de flexión por choque sobre probeta entallada y los medios más habituales de control de la tenacidad. Se hace una introducción a la mecánica de rotura lineal-elástica y elasto-plástica. Se presenta el ensayo de placa ancha y las técnicas de estimación basadas en la mecánica de rotura. Se resumen los medios para obtener una combinación óptima de resistencia y tenacidad. Se presenta el concepto de fatiga, los principales efectos sobre el comportamiento a la fatiga y los medios para asegurar una adecuada resistencia a la fatiga.

1. TENACIDAD

Los metales presentan a menudo unas propiedades bastante aceptables cuando los ensayos de tensión se realizan sobre pequeñas probetas de barra lisas a temperatura ambiente y con unos índices de carga reducidos. Fallan sin embargo por fragilidad cuando se cargan elementos grandes o cuando la carga se aplica a bajas temperaturas o de una forma rápida. La susceptibilidad a la fractura frágil aumenta si existen entalladuras u otros defectos. La resistencia a la fractura frágil suele conocerse como tenacidad.

Los metales con red cúbica centrada, por ejemplo el hierro virgen y los aceros ferríticos, poseen la desafortunada característica de que su mecanismo de fractura sufre una transición dramática al descender la temperatura, pasando de un modo de ductilidad tenaz en la zona de más alta temperatura a un modo de despegue frágil en las temperaturas inferiores. Los metales de red cúbica centrada en las caras, por ejemplo cobre, aluminio y aceros austeníticos, no fallan por despegue en ninguna condición de carga ni de temperatura.

1.1 Tipos de rotura

La rotura dúctil implica la formación, crecimiento y coalescencia de microvacíos. Una sencilla analogía es la rotura de arcilla o masilla que contenga partículas de arena. Los microvacíos forman a su alrededor precipitados o inclusiones no metálicas, ver figura 1. La ductilidad o tenacidad del material depende básicamente de la fracción volumétrica de las partículas que nuclean los microvacíos, es decir, de la proporción de arena en la anterior analogía. Cuanto mayor es la pureza del material mayor es el grado de deformación anterior a la rotura y con ello su tenacidad.

La orientación macroscópica de una superficie de rotura dúctil puede variar de 90° a 45° respecto de la dirección de la tensión aplicada. En las secciones gruesas la mayor parte de la superficie de rotura tiende a orientarse a 90°

respecto de la dirección de la tensión de tracción aplicada. Sin embargo, las roturas dúctiles suelen tener un "borde de cizallamiento" ("shear-tip") próximo a un contorno libre conforme las tensiones transversales se reducen a cero, haciendo que el plano de máximo cizallamiento esté a 45° respecto de la dirección de la tensión aplicada.

La fractura transcristalina tiene lugar en metales de red cúbica de mallas centradas cuando la tensión máxima principal excede un valor crítico, el denominado tensión microscópica de fractura transcristalina σ_f^* .

Determinados planos cristalográficos de átomos se separan cuando la tensión es lo bastante elevada como para romper los enlaces atómicos. Como planos de despegue se prefieren los planos cristalográficos con bajas densidades de masa. En los aceros, los planos de cambio preferidos son los planos de nido de abeja ("bee cube planes").

La superficie de rotura es perpendicular a la tensión principal máxima y tiene una apariencia macroscópica plana y cristalina. A simple vista la fractura transcristalina suele presentar unas características marcas en forma de fibra que señalan el origen de la rotura. Cuando la rotura frágil se produce en una gran estructura, esas marcas pueden tener un valor incalculable para identificar el lugar de iniciación de la fisura. Al microscopio puede verse cómo las fisuras de

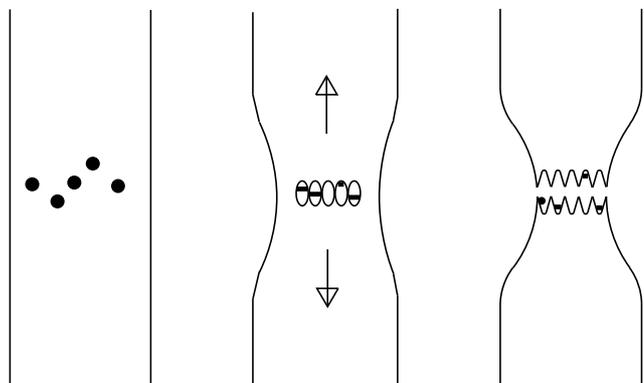


Figura 1 Formación de microvacíos alrededor de precipitados o inclusiones no metálicas resultantes en fractura deformada

despegue atraviesan los granos a lo largo de los planos cristalográficos preferidos (despegue transgranular).

Si los contornos de grano se debilitan a causa de los precipitados o por la concentración de átomos exteriores, las fisuras de despegue pueden propagarse también a lo largo de los contornos de grano (despegue intergranular).

1.2 Influencia de la temperatura, la velocidad de carga, la multiaxialidad y la geometría

La temperatura influye sobre el comportamiento a la rotura debido principalmente a su efecto sobre el límite elástico y la transición de rotura dúctil a fractura transcrystalina. La figura 2 muestra esquemáticamente el límite elástico y la tensión microscópica de fractura transcrystalina correspondientes a un acero ferrítico, en función de la temperatura. El límite elástico desciende según aumenta la temperatura, mientras que la tensión de fractura transcrystalina apenas se ve influida. La temperatura de transición se define por la intersección entre las curvas de ambos factores. A temperaturas más bajas las probetas fallan sin una deformación plástica previa (fractura frágil). Algo por encima de la

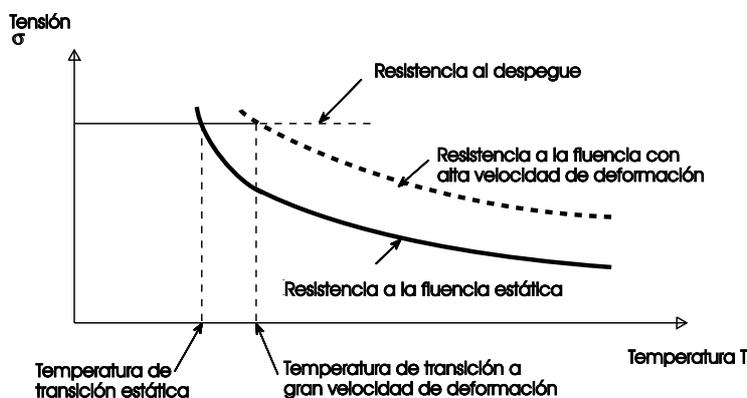


Figura 2 Resistencia de fluencia y tensión de fractura transcrystalina microscópica como función de temperatura y velocidad de carga

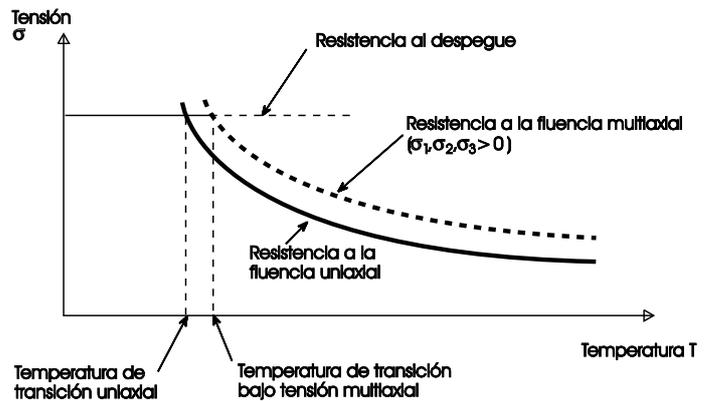
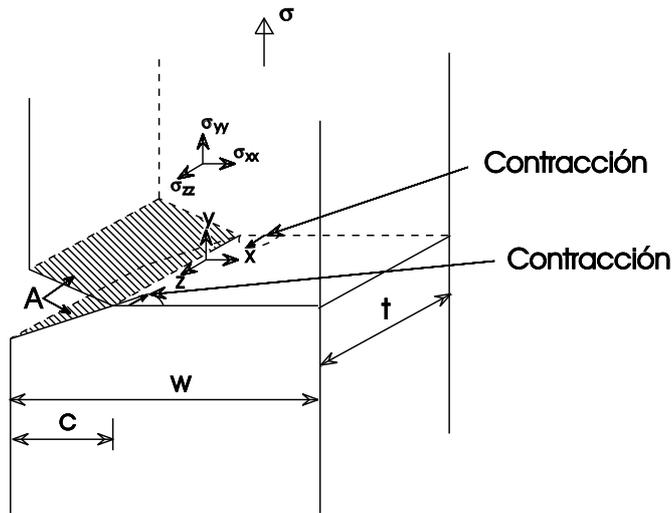


Figura 3 Influencia de la multiaxialidad en la temperatura de transición T_t

temperatura de transición puede producirse todavía la fractura transcrystalina, debido al efecto del endurecimiento por acritud inducido por la deformación. A temperaturas más elevadas ya no es posible el despegue y la fractura se hace totalmente dúctil.

El límite elástico aumenta según lo hace el índice de carga (marcado con línea discontinua en la figura 2), mientras que la tensión microscópica de fractura transcrystalina apenas muestra dependencia del grado de deformación. Ese aumento hace que la temperatura de transición de dúctil a frágil alcance valores más altos con velocidades de carga mayores. Así, un aumento de la velocidad de carga y una reducción de la temperatura perjudican de igual manera la tenacidad.

Un estado de tensión multiaxial tiene una influencia importante sobre la transición de rotura dúctil a fractura transcrystalina. Un estado de tensión triaxial, en el que las tres tensiones principales σ_1 , σ_2 y σ_3 sean positivas (pero no iguales), inhibe o restringe el inicio de la fluencia. En estas condiciones la fluencia tiene lugar con una mayor tensión que la observada en un estado de tensión uniaxial o biaxial. Esta situación es la que muestra la figura 3, en la que puede verse que la temperatura de transición derivada de la intersección de las curvas de resistencia al despegue y límite elás-



Las contracciones se oponen por las caras A no filantes de la entalladura; en consecuencia las tensiones tensiles transversales σ_{zz} y σ_{xx} se colocan delante de la punta de la entalladura

Figura 4 Contracciones transversales cerca de la punta de la entalladura en una chapa gruesa

El metal se ha desplazado a una temperatura más elevada, es decir, que el metal se ha hecho más frágil.

La situación más habitual en la que se dan estados multiaxiales de tensión en estructuras de acero, es en combinación con entalladuras o fisuras en secciones gruesas. La concentración de tensión en la raíz de la entalladura da lugar a una zona local de tensiones triaxiales, aun cuando la carga aplicada puede ser unidireccional (figura 4).

1.3 Ensayo de flexión por choque sobre probeta entallada

El ensayo de flexión por choque sobre probeta entallada es la prueba más habitual para determinar la susceptibilidad a la fractura frágil, ya que no es caro y se ejecuta con rapidez.

Con un péndulo calibrado se golpean barras cuadradas de 10 mm de lado y 55 mm de longitud con entalladura mecanizada, (ISO-V o probetas Charpy). La energía absorbida procedente del péndulo oscilante durante la deformación y rotura de la probeta de ensayo se utiliza como medida de la energía de choque. La energía de choque sobre probeta entallada consiste en la deformación elástica y plástica, la energía de rotura y la energía cinética de las piezas rotas.

Las figuras 5 y 6 muestran la energía de choque sobre probeta entallada en función de la temperatura de ensayo. A bajas temperaturas, el fallo de los aceros ferríticos tiene lugar

por fractura transcristalina dando a la superficie de rotura una apariencia cristalina lustrosa. A temperaturas elevadas, el fallo se produce por rotura dúctil tras la deformación plástica. En la zona de transición se encuentran pequeñas cantidades de rotura dúctil próximas a la entalladura

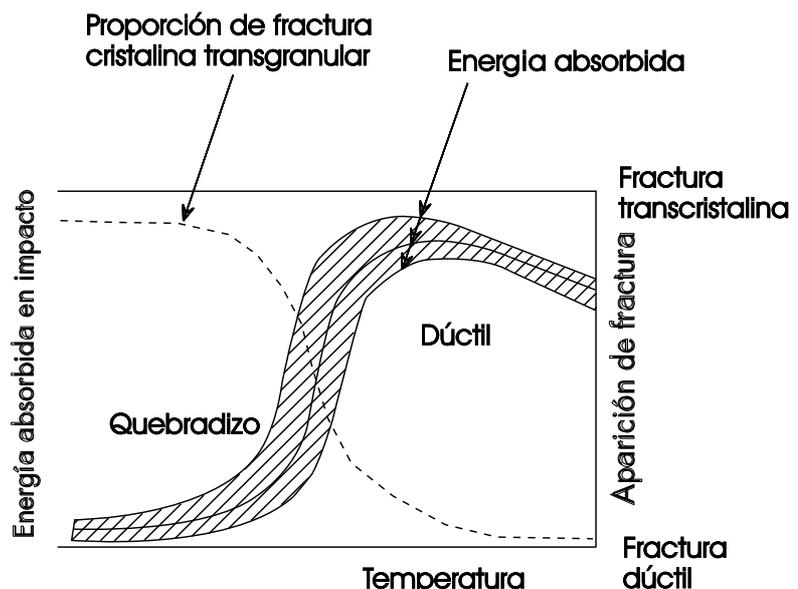
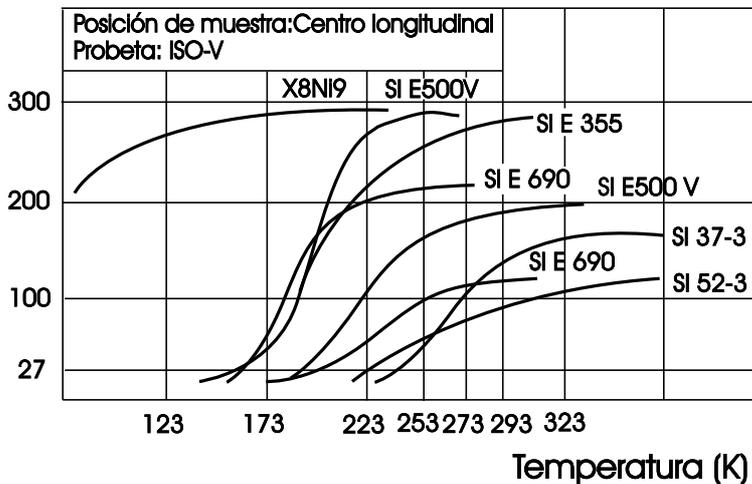


Figura 5 Curva de transición de impacto dúctil a quebradizo de un acero ferrítico

Energía de impacto
 $A_v(J)$

Figura 6 Curvas de transición para varios aceros

elevadas tensiones cerca del extremo de la fisura, el mecanismo de fractura cambia a despegue. A lo largo de la zona de transición la cantidad de fractura transcristalina disminuye, mientras que la energía de choque sobre probeta entallada aumenta conforme se eleva la temperatura de ensayo.

Para caracterizar el comportamiento de transición, la temperatura de transición se define como aquella a la que:

- se alcanza un nivel determinado de la energía de choque sobre probeta entallada (T_{27J} , T_{40J}),
- se alcanza la mitad del valor máximo de la energía de choque ($T_{50\%}$), o
- en la superficie de rotura se observa un 50% de rotura dúctil (FATT 50: Temperatura de transición del aspecto de la rotura ("Fracture Appearance Transition Temperature", 50% rotura dúctil).

Los valores de energía de choque obtenidos muestran una gran cantidad de dispersión en la zona de transición, ya que los resultados dependen aquí de la situación local frente al extremo de la fisura. Más allá de esta zona la dis-

persión disminuye al no haber cambios en el mecanismo de rotura.

El ensayo de flexión por choque sobre probeta entallada no ofrece más que una medida relativa de la tenacidad. Esta medida es adecuada para definir distintos grados de tenacidad en aceros para estructuras y para especificar aceros destinados a unas condiciones de servicio bien establecidas. Para evaluar defectos conocidos y para situaciones de servicio en las que no hay mucha experiencia referida a la susceptibilidad a la fractura frágil, una medida de la tenacidad que pueden emplear los

proyectistas es la mecánica de rotura.

1.4 Tenacidad a la rotura

La mecánica de rotura proporciona una descripción cuantitativa de la resistencia de un material a la rotura. La tenacidad a la rotura es una propiedad del material que puede utilizarse para predecir el comportamiento de los elementos que tengan fisuras o entalladuras agudas. Las propiedades de tenacidad a la rotura se obtienen mediante ensayos sobre probetas con fisuras o entalladuras intencionadas y sometidas a las condiciones de carga prescritas.

Dependiendo de la resistencia del material y del espesor de la sección, se aplica el concepto de mecánica de rotura lineal-elástica (LEFM: "Linear-elastic fracture mechanics") o elasto-plástica (EPFM: "Elastic-plastic fracture mechanics").

El método de mecánica de rotura lineal-elástica

El factor de intensidad de tensión describe la intensidad del campo de tensión elástico en el extremo de la fisura de una probeta gruesa, profundamente fisurada y cargada perpendicu-

laramente al plano de la fisura.

$$K_I = Y \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1)$$

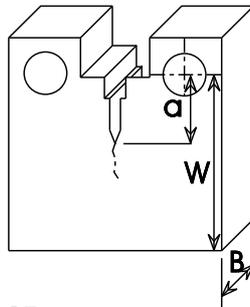
donde

- σ es la tensión normal
- a es la profundidad de la fisura
- Y es la función correctora dependiente de la fisura y de la geometría de la pieza de ensayo.

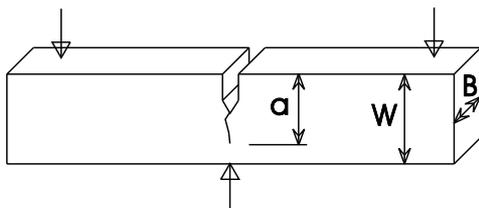
El valor crítico del factor de intensidad de tensión para el inicio del crecimiento de la fisura es la tenacidad a la rotura K_{Ic} .

Otra propiedad del material que se obtiene de la mecánica de rotura lineal-elástica es la velocidad de energía liberada G_I . Indica cuánta energía de deformación elástica se libera durante la propagación de la fisura. Se determina de acuerdo con la ecuación (2):

$$G_I = \pi Y^2 \frac{\sigma^2 a}{E} = \frac{K_I^2}{E} \quad (2)$$



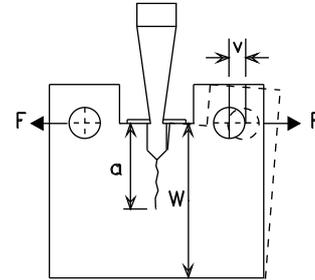
Probeta CT



Probeta SENB

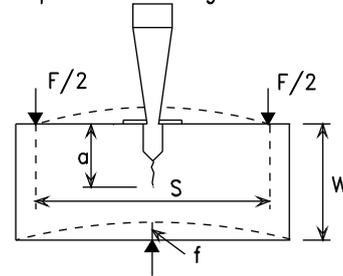
Figura 7 Probetas de fracturas mecánicas

Galga clip midiendo el desplazamiento de la apertura de la grieta



Probeta CT

Galga clip midiendo el desplazamiento de la apertura de la grieta



Probeta SENB

Figura 8 Medición de carga F , desplazamiento v y flecha f en probetas CT y SENB

donde

E es el módulo de Young

De forma análoga al factor de intensidad de tensión, el crecimiento de la fisura tiene lugar cuando G_I alcanza un valor crítico G_{Ic} .

Las propiedades de tenacidad a la rotura K_{Ic} y G_{Ic} se determinan con probetas de mecánica de rotura, generalmente tal como muestran las figuras 7 y 8.

El importante valor de los parámetros de tenacidad a la fractura K_{Ic} y G_{Ic} es que, una vez han sido medidos para un material concreto, se pueden utilizar las ecuaciones (1) y (2) para hacer predicciones cuantitativas del tamaño del defecto necesario para provocar una fractura frágil correspondiente a una tensión dada, o de la tensión que ocasionará una fractura frágil con un defecto de tamaño conocido.

Como su nombre indica, la mecánica de rotura lineal-elástica es aplicable a los materiales que se rompen cuando son sometidos a unas condiciones de carga elásticas. Los fenómenos de rotura que se dan en aceros bonificados altamente resistentes es de este tipo. En aceros para estructuras con resistencia menor, antes de que se produzca la rotura se desarrolla en la raíz de la entalladura una plasticidad extensiva. Este comportamiento invalida muchas de las presunciones de la mecánica de rotura lineal-elástica y dificulta o resta significado al ensayo. En estos casos se ha de aplicar la mecánica de rotura elasto-plástica.

Existen dos técnicas alternativas de mecánica de rotura elasto-plástica:

1. Desplazamiento de la abertura del extremo de la fisura ("Crack Tip Opening Displacement" (CTOD))
2. Integral J

Sus principales aspectos se resumen a continuación.

El método de mecánica de rotura elasto-plástica

Una de las consecuencias del desarrollo de plasticidad en el extremo de una fisura anteriormente aguda, es que ésta se hará más roma y se producirá un desplazamiento de la abertura en la posición del extremo original de la fisura. Es el desplazamiento de la abertura del extremo de la fisura (CTOD). Conforme continúa la carga el valor CTOD aumenta hasta que, finalmente, se alcanza un valor crítico δ_c en el que se produce el crecimiento de la fisura.

El desplazamiento crítico de la abertura del extremo de la fisura es una medida de la resistencia del material a la fractura, es decir, una medición alternativa de la tenacidad a la rotura.

Para los materiales que presentan poca plasticidad antes del fallo, el CTOD crítico, δ_c , se puede referir a los parámetros de tenacidad a la rotura lineal-elásticos K_{Ic} y G_{Ic} , como sigue:

$$K_{Ic}^2 = \frac{EG_{Ic}}{(1-\nu^2)} = \frac{mE\sigma_y\delta_c}{(1-\nu^2)}$$

donde

E es el módulo de Young

σ_y es el límite elástico uniaxial

ν es el coeficiente de Poisson

m es un factor de restricción con un valor entre 1 y 3 dependiendo del estado de tensión en el extremo de la fisura.

Otra forma de considerar la plasticidad del extremo de la fisura es determinando la integral J. J se define como una integral sobre línea independiente de recorrido a través del material que circunda al extremo de la fisura. Viene dada por:

$$J = -\frac{1}{B} \frac{dU}{da} \quad (3)$$

donde

U es la energía potencial

B es el grosor de la probeta

a es la longitud de la fisura

$$U = \int_0^{V_g} FdV_g \quad (4)$$

F es la carga

V_g es el desplazamiento total

Puesto que la determinación de J resulta difícil, en la práctica se utilizan soluciones aproximadas.

$$J = \eta \frac{U}{bB} = \eta \frac{1}{bB} \int_0^{V_g} FdV_g \quad (5)$$

donde

$$b = w - a$$

$$\eta = 2 \quad (\text{para probetas SENB})$$

$$\eta = 2 + 0,522 b/w \quad (\text{para probetas CT})$$

El valor crítico de J es una característica del material y se expresa J_{Ic} . En el caso lineal-elástico, J_{Ic} es igual a G_{Ic} .

1.5 Adecuación al uso destinado

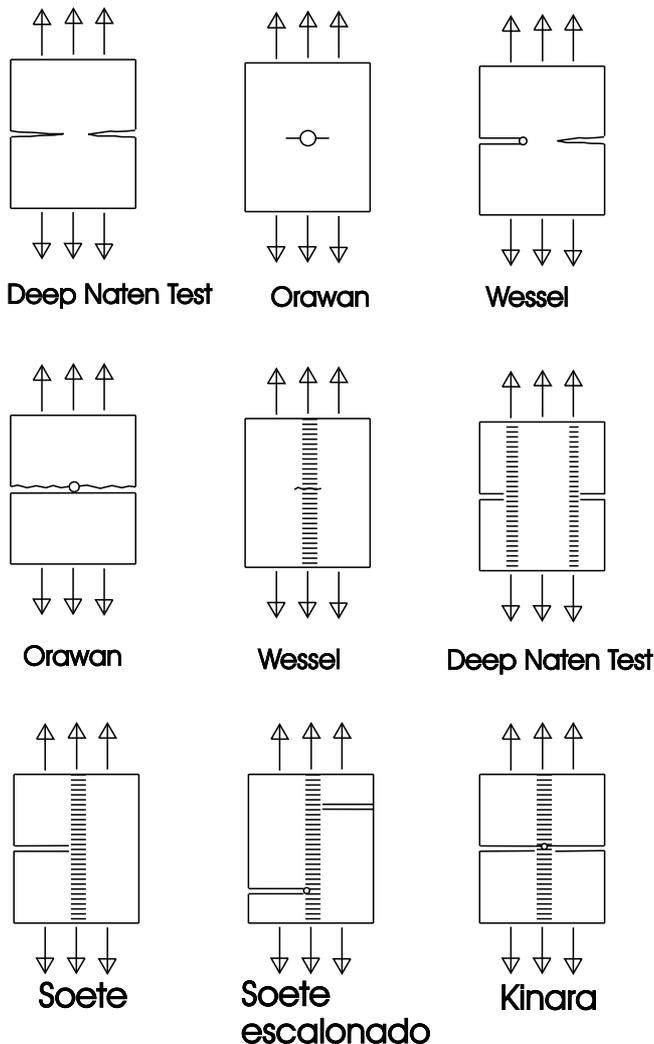
La evaluación convencional de los elementos se basa en una comparación de la resistencia proyectada con las acciones aplicadas. Los criterios de tenacidad se satisfacen generalmente mediante una adecuada selección de la calidad del material, según se expone en la Lección 3.5. Sin embargo, existen situaciones en las que se ha de llevar a cabo una evaluación más fundamental, debido a:

- Unas condiciones de servicio exigentes.
- Defectos de fábrica.
- Defectos, como por ejemplo fisuras por fatiga,

que se desarrollan durante la vida útil previa.

Estas evaluaciones se pueden realizar mediante diferentes métodos. Si el elemento es pequeño quizá se pueda someter a ensayo. En el caso de estructuras grandes únicas, como puentes o plataformas petrolíferas, este método de obtención de los datos más reales debe excluirse. Se pueden efectuar ensayos sobre detalles representativos de un elemento si la simulación de la estructura real es cuidadosa, por ejemplo teniendo en cuenta las condiciones específicas de servicio incluyendo la geometría y discontinuidades de la estructura, velocidad de carga, temperatura de servicio y condiciones ambientales. Un ejemplo típico de un método de este tipo es el ensayo de placa ancha, expuesto más abajo.

Los conceptos de mecánica de rotura se han desarrollado para evaluar la seguridad de los elementos con fisuras. Dependiendo del comportamiento global del elemento (lineal-elástico o elasto-plástico) se pueden emplear diferentes métodos para evaluar el fallo.



1.5.1 Ensayo de placa ancha

Durante los últimos 20 años se han utilizado grandes probetas de tracción planas, denominadas placas anchas, para simular un detalle relativamente simple de una estructura grande sometida a una carga de tensión. Uno de los principales objetivos del ensayo de placa ancha es la evaluación del comportamiento de deformación y rotura de una probeta en condiciones de servicio. La segunda razón para utilizar este tipo de ensayo es la aplicación de sus resultados para el desarrollo y control de métodos de evaluación del fallo, por ejemplo los de mecánica de rotura.

Los ensayos de placa ancha requieren equipos de prueba con capacidades de carga elevadas, debido a que tales ensayos suelen llevarse a cabo con espesor total. Las dimensiones máximas de las placas anchas probadas en grandes instalaciones experimentales con una

Figura 9 Diferentes tipos de probetas de chapa ancha

capacidad de carga de hasta 100 MN, son las siguientes:

- anchura de la probeta $W \leq 3000$ mm
- espesor de la probeta hasta ≤ 300 mm
- longitud de la probeta $l \leq 5000$ mm

La figura 9 muestra distintos tipos de probetas con discontinuidades para ensayos sobre el metal de base o juntas soldadas. Esas discontinuidades pueden ser entalladuras o fisuras en grosor o superficiales. La configuración de la chapa suele escogerse en función de la situación estructural específica que se quiere evaluar.

Se pueden emplear criterios de tensión o deformación como criterios de seguridad que se deben cumplir para garantizar la seguridad de un elemento estructural concreto. La producción de

una cantidad dada de deformación global se utiliza en algunos casos como criterio de fallo. El concepto de fluencia de sección bruta exige que ésta (“gross-section-yielding” (GSY)) tenga lugar antes de la rotura. Con base en este concepto se someten a ensayo placas anchas con diferentes longitudes de fisura en condiciones de carga similares, para determinar la longitud de fisura crítica que cumpla el criterio GSY. La figura 10 muestra la relación de la tensión máxima de sección bruta en la estructura respecto de la resistencia a la rotura por tracción, en función de la relación de longitud de la fisura $2a/W$ de placas anchas entallados en el centro. La línea límite superior describe la tensión máxima teórica si la resistencia a la rotura por tracción se alcanza en la sección transversal que contiene la discontinuidad. Todos los resultados de los ensayos ofrecen valores inferiores a los que implica la

línea teórica, dada la importante influencia que la tenacidad tiene sobre la presencia de discontinuidades. La línea teórica solo se puede alcanzar si la tenacidad es infinita. La intersección de la curva determinada experimentalmente y la línea del límite aparente de fluencia marca la relación crítica de la longitud de la fisura $2a_c/W$. En tanto en cuanto la relación $2a/W$ es inferior a la relación crítica, el criterio GSY se cumple. Desgraciadamente la relación crítica $2a_c/W$ depende en gran medida de las dimensiones de la fisura y de la chapa, de manera que diferentes tipos de elementos fisurados exigen siempre una serie de ensayos de plano ancho específicos. Por eso se utiliza este concepto únicamente si no se pueden aplicar otros.

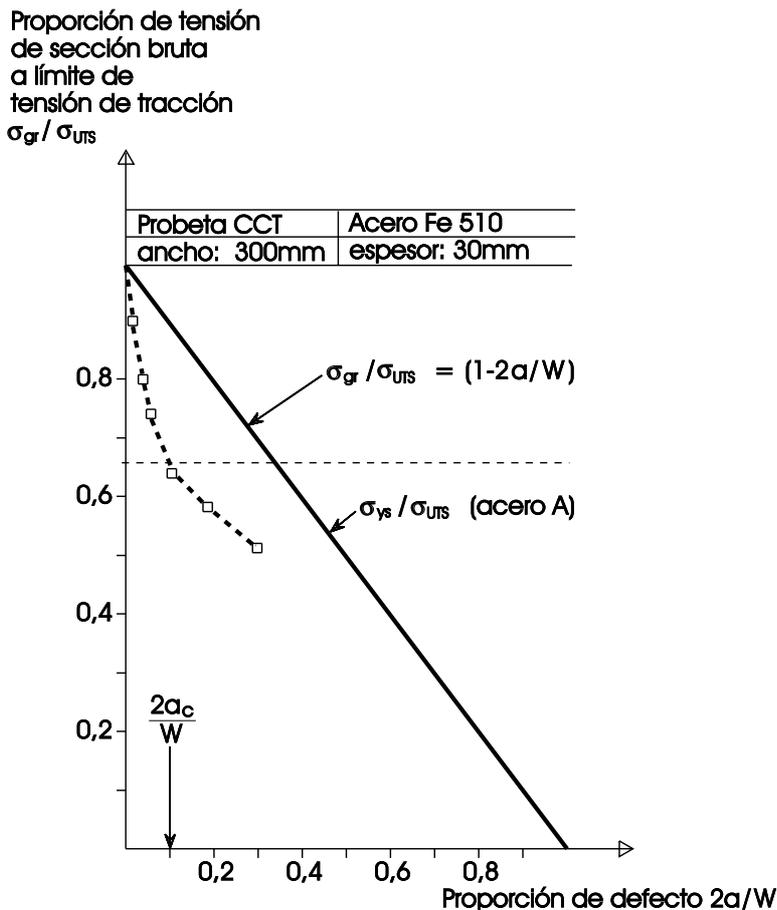


Figura 10 Evaluación del tamaño crítico de la fisura usando el concepto de fluencia de sección bruta

1.5.2 Conceptos de mecánica de rotura

La base de un análisis de seguridad de mecánica de rotura es la comparación entre la fuerza directriz de la fisura existente en la estructura y la tenacidad a la rotura del

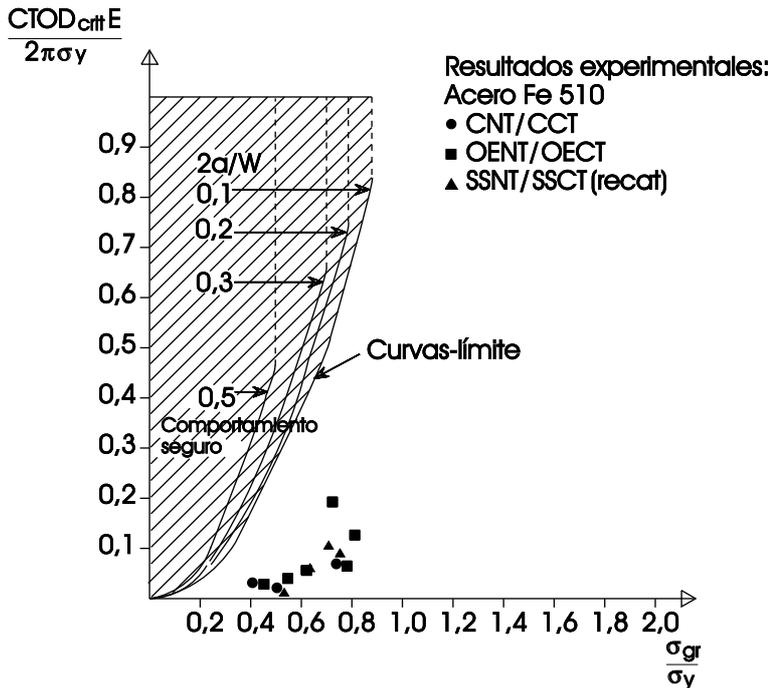


Figura 11 Cálculo de fallos de chapa mediante el enfoque de Curva-Diseño-CTOD

material, evaluada en ensayos a pequeña escala. La aplicación de uno de los conceptos depende del comportamiento global de la estructura, que puede ser lineal-elástico (concepto K) o elasto-plástico (concepto CTOD o de integral J). Para que la estructura sea segura la fuerza directriz de la fisura debe ser menor que la tenacidad a la rotura. En general los valores de tenacidad se evalúan de acuerdo con estándares existentes. La fuerza directriz de la fisura se puede calcular sobre la base de soluciones analíticas (concepto K), métodos empíricos o semiempíricos (método de la curva de diseño CTOD proyectado, procedimientos CEGB-R6) o mediante soluciones numéricas (indirectamente: manual EPRI; directamente: cálculos de elementos finitos). A continuación se explican brevemente los diferentes métodos:

- Concepto K

El concepto K se puede aplicar en el caso de un comportamiento lineal-elástico del elemento. La fuerza directriz de la fisura, denominada factor de intensidad de tensión K_I y definida en la sección 1.4, se ha eva-

luado para una gran serie de situaciones, ofreciéndose fórmulas de cálculo por ejemplo en el manual de análisis de tensión de fisuras.

Normalmente la tenacidad crítica a la rotura K_{Ic} del material se evalúa de acuerdo con la norma E 399 de ASTM o con la Norma Británica BS 5447. Puede descartarse un fallo por fragilidad en tanto en cuanto:

$$K_I < K_{Ic}$$

Para una tenacidad dada a la rotura, la longitud crítica de la fisura o nivel de tensión se puede calcular a partir de:

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left[\frac{K_{Ic}}{Y \cdot \sigma} \right]^2$$

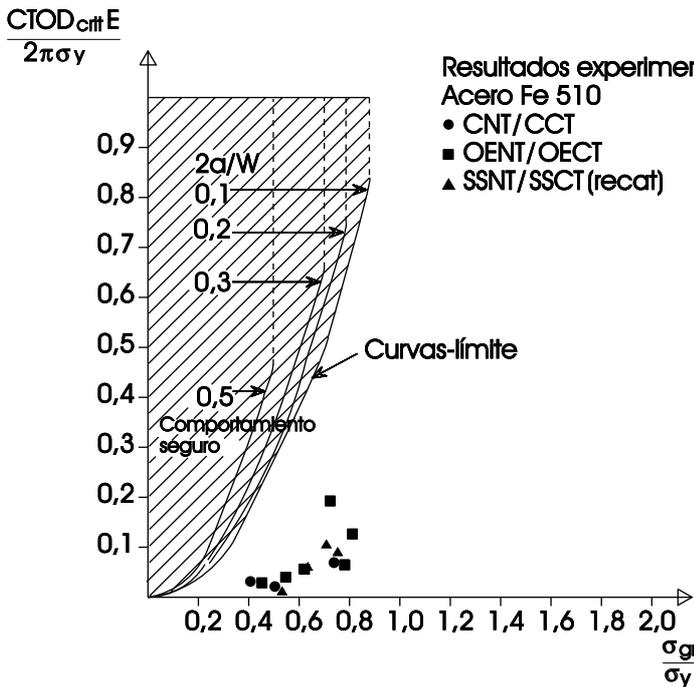
$$\sigma_c = \frac{K_{Ic}}{Y \sqrt{\pi a}}$$

- Método de la curva de diseño CTOD proyectado

Se puede determinar una longitud de la fisura o nivel de tensión críticos mediante la curva límite del método de curva de CTOD proyectado, destinado a la evaluación de la fuerza directriz, junto con valores medidos de $CTOD_{crit}$ correspondientes al material. La curva límite ha sido adoptada por diversas normas, por ejemplo la Norma Británica BS-PD 6493. La última versión de curva límite se muestra en la figura 11 y puede emplearse para:

$$2a/W \leq 0,5 \text{ y } \sigma_{net} \leq \sigma_{YS}$$

Los análisis sólo se pueden realizar en condiciones elásticas globales ($\sigma_{net} \leq \sigma_{YS}$), si bien frente al extremo de la fisura puede tener lugar una deformación plástica local que se tiene en cuenta en el valor CTOD del material.



$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} = \frac{\text{factor de intensidad de tensión aplicado}}{\text{tenacidad a la factura}}$$

$$= \sqrt{\frac{\text{COTD elástico aplicado}}{\text{COTD crítico del material}}}$$

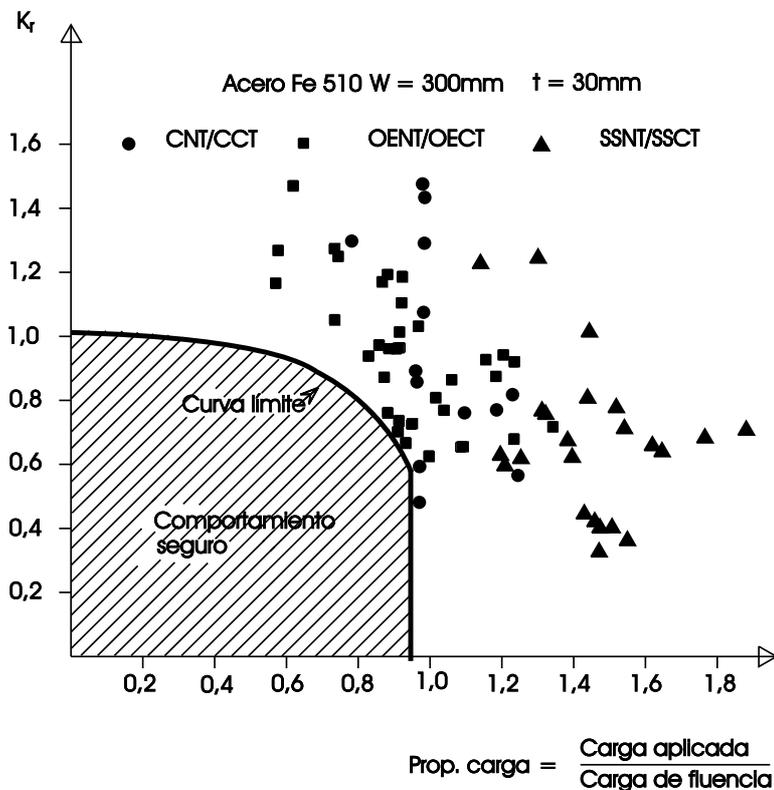
$$= \sqrt{\frac{J \text{ elástica aplicada}}{\text{Valor J crítico del material}}}$$

Otros métodos están apareciendo. El Instituto de Investigación de la Energía Eléctrica (“Electrical Power Research Institute”) (EPRI) de Nueva York ha utilizado un análisis detallado mediante elementos finitos para determinar valores límites de la integral J para geometrías estándar. De manera alternativa, los valores de la integral J pueden obtenerse mediante el análisis directo de la situación particular mediante elementos finitos.

Figura 11 Cálculo de fallos de chapa mediante el enfoque de Curva-Diseño-CTOD

- Procesos CEBG-R6

Los procesos CEBG-R6 pueden utilizarse para evaluar la seguridad de estructuras en cuanto al comportamiento frágil o dúctil del elemento. La transición de comportamiento lineal-elástico a elasto-plástico está descrita en un diagrama de análisis de fallo por una curva límite (figura 12). El valor de la ordenada K_r puede considerarse como cualquiera de las tres relaciones equivalentes de la fuerza directriz de la fisura aplicada, respecto de la tenacidad a la rotura del material, como sigue:



$$\text{Prop. carga} = \frac{\text{Carga aplicada}}{\text{Carga de fluencia}}$$

- Otros métodos

Figura 12 Cálculo de fallo en chapa ancha usando las rutinas CEBG-R6

2. COMBINACIÓN ÓPTIMA DE RESISTENCIA Y TENACIDAD

En las secciones anteriores se ha descrito la influencia de la microestructura sobre la resistencia y la tenacidad utilizando mecanismos metalúrgicos. La metalurgia química y física puede modificar las características de la microestructura de manera que se puedan satisfacer requisitos de resistencia y tenacidad óptimas. La combinación de los distintos tratamientos permite conseguir una amplia gama de propiedades del acero (figura 13):

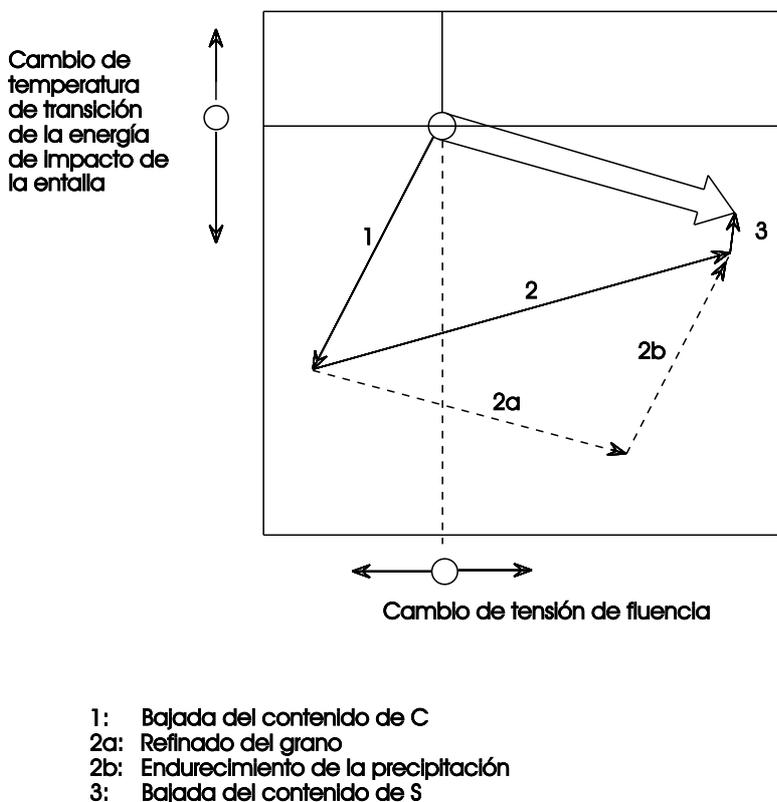


Figura 13 Cambio de la temperatura de transición de impacto del acero estructural mediante metalurgia química

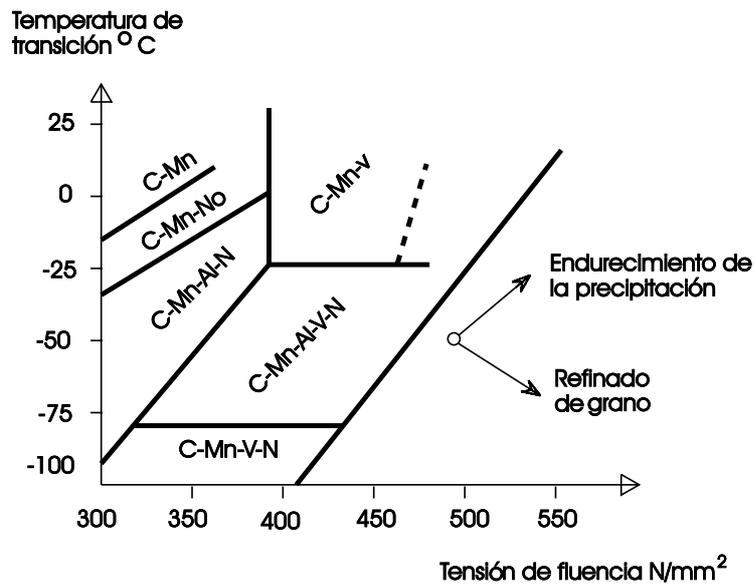


Figura 14 Tensión de fluencia y temperatura de transición de impacto del acero con diferentes combinaciones de aleación (normalizadas)

- Tratamientos metalúrgicos químicos

La variación de la composición química de un acero añadiéndole elementos de aleación tiene como objetivo aumentar su resistencia y/o la resistencia a la fractura frágil. El endurecimiento por solubilización de la fase sólida reduce generalmente la tenacidad, y no se emplea demasiado. El endurecimiento por precipitación aumenta también la resistencia y reduce la tenacidad. La adición de manganeso y níquel produce un pequeño aumento de la resistencia debido al endurecimiento por disolución, pero una reducción más significativa se produce en la temperatura de transición en el ensayo de resiliencia, debida al afinado de grano (figura 14). La aleación con elementos de microaleación como niobio

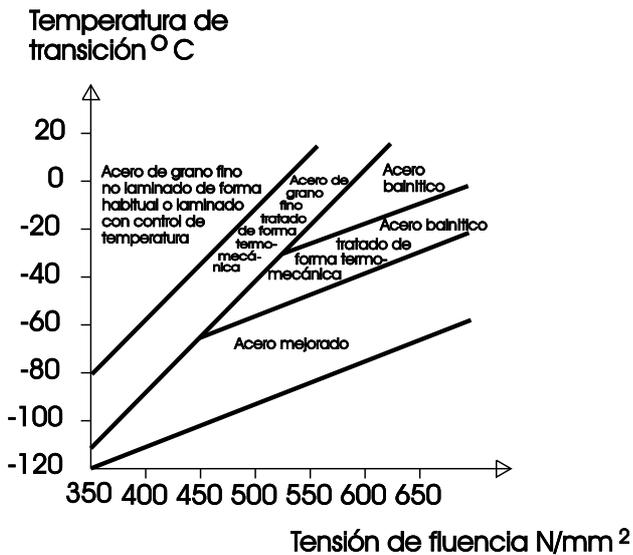


Figura 15 Tensión de fluencia y temperatura de transición de impacto del acero con diferentes microestructuras

(Nb), vanadio (V) y titanio (Ti), que produce carburos y nitruros, eleva simultáneamente la resistencia, mediante el endurecimien

to por precipitación, y la tenacidad, mediante el afino de grano. La disminución del contenido de elementos tales como S y P aumenta el grado de pureza, lo cual afecta positivamente a la tenacidad y a la soldabilidad.

- Tratamientos metalúrgicos físicos

La microestructura de un acero puede verse muy afectada por el tratamiento o el conformado en caliente. Mediante una correcta elección de la temperatura, el grado de deformación, el tiempo transcurrido entre las fases de deformación y el ritmo de enfriamiento se puede reducir el tamaño de grano y controlar el estado de precipitación, elevando así la tenacidad y la resistencia (figura 15).

Esta combinación de tratamiento y conformado en caliente, conocida como tratamiento termomecánico, ofrece resultados aun mejores si se añaden elementos de microaleación tales como V o Nb, lo cual ocasiona un afino adicional de grano con una mejora de las propiedades de tenacidad y resistencia.

3. PROPIEDADES DE FATIGA

Cuando se analiza la respuesta de materiales metálicos a una carga cíclica es esencial distinguir entre elementos tales como piezas mecanizadas, que inicialmente no tienen defectos, y otros como piezas fundidas y estructuras soldadas que, de manera inevitable, contienen defectos preexistentes. El comportamiento a la fatiga de estos dos tipos de elementos es muy diferente. En el primer caso, la mayor parte de la vida a la fatiga se consume al iniciarse una fisura: es una fatiga de “inicio controlado”. En el segundo tipo de elemento las fisuras ya existen y la totalidad de la vida a la fatiga se consume al propagarse las fisuras: es una fatiga de “propagación controlada”.

En un material determinado, la resistencia a la fatiga difiere mucho en función de si la aplicación es de inicio controlado o de propagación controlada. También la solución de material más adecuada puede ser muy diferente dependiendo de la aplicación. Por ejemplo, en el caso de fatiga de inicio controlado, la resistencia a la fatiga aumenta con la resistencia a la tracción y por tanto suele resultar beneficioso utilizar materiales altamente resistentes. Por el contrario, con la fatiga de propagación controlada la resistencia a la fatiga puede en realidad disminuir si se emplea un material de resistencia mayor.

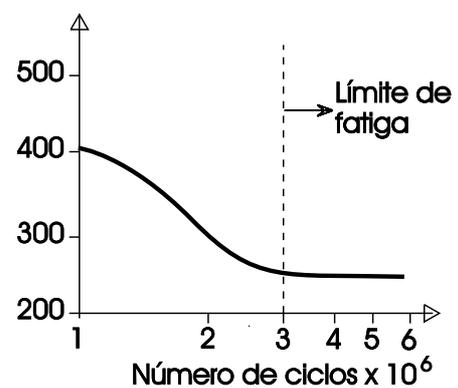
3.1 Fatiga de inicio controlado

3.1.1 Ensayo

El diagrama básico en el ensayo de la fatiga es el Wöhler o diagrama S-N (figura 16). Las probetas se someten a una carga cíclica de amplitud constante, registrándose el número de ciclos hasta la rotura. Este parámetro se traza en contraste con la correspondiente amplitud de tensión, con una escala de doble logaritmo o semi-logarítmica. El diagrama se divide en dos partes. En la primera, la vida aumenta según descende la amplitud de tensión alternativa. En la segunda, para la mayoría de los aceros ferríticos, la curva se hace horizontal y define una tensión de “límite de fatiga” por debajo de la cual no puede nunca producirse un fallo. La transición o “codo” entre las dos partes de la curva está entre

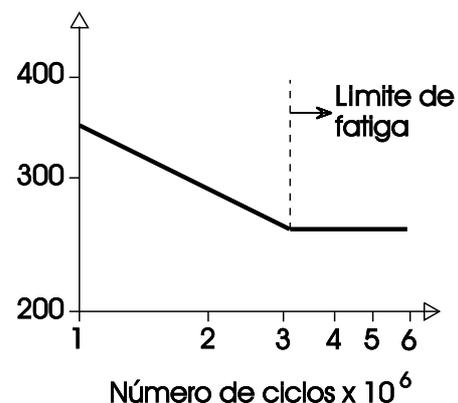
3 y 10×10^6 ciclos, dependiendo del material. Para otras aleaciones, por ejemplo metales de red cúbica de caras centradas, que no presentan límite de fatiga, el “límite de resistencia” se define como la amplitud de tensión que corresponde a una vida de 10^7 ciclos.

Uno de los aspectos característicos de las propiedades de fatiga es la amplia dispersión de los resultados en condiciones de ensayo constantes. Por eso deben realizarse de 6 a 10 experimentos para cada amplitud de tensión. El análisis se efectúa por medio de una evaluación estadística que ofrece diferentes curvas S-N para diversas probabilidades de vida (curvas de 10%, 50%, 90%).



(a) Representación normal/log

Amplitud de tensión
alternante σ_a N/mm²



(b) Representación log/log

Figura 16 Diagramas S-N: Diferentes tipos de representación

3.1.2 Daño por fatiga

- Fase sin fisuras

Durante los primeros ciclos de tensión 10^4 , aunque la carga es nominalmente elástica, tiene lugar una actividad de dislocación en zonas localizadas que conduce a la formación de unas bandas de deformación plástica localizada conocidas como “bandas de deslizamiento permanente” (“persistent slip bands” (PSB)).

- Inicio de la fisura

El inicio de la fisura tiene lugar generalmente dentro de las bandas de deslizamiento permanente. En el caso de metales puros, el inicio de la fisura suele ocurrir en la superficie. En materiales de calidad comercial, el inicio de la fisura suele darse en inclusiones no metálicas u otras impurezas que actúan como emplazamientos microscópicos de concentración de deformación.

- Propagación de la fisura

Una vez iniciada, la fisura se propaga por un pequeño número de primeros granos en la dirección de máximo esfuerzo cortante, es decir, a 45° respecto de la tensión normal. Cuando la fisura ha alcanzado una longitud de algunos diámetros de grano, la propagación continuada es controlada por el campo de intensidad de tensión cíclica en el extremo de la fisura, y el recorrido de la fisura se orienta a 90° respecto de la dirección de la tensión principal máxima. Aunque la mayor parte de la vida a la fatiga se consume en el inicio de la fisura, no es algo que se aprecie al examinar la superficie de rotura, donde sólo puede verse la fase de propagación.

3.1.3 Influencia de diversos parámetros

Las relaciones existentes entre la resistencia a la fatiga de inicio controlado y otros parámetros son complejas y a veces solo cono-

cidas de un modo cualitativo. Sin embargo, son muy importantes a la hora de seleccionar el material y dimensionar las piezas estructurales. Por esta razón se exponen a continuación una serie de diferentes parámetros, con referencia a su influencia sobre las propiedades de fatiga.

- Carga: las distintas condiciones de carga incluyen la tensión y compresión cíclica, la torsión cíclica, la flexión cíclica y cualquier combinación posible de ellas. Como se expuso en el contexto de la fluencia en la sección 3.3 de la Lección 3.3.1, estas tensiones complejas se pueden combinar mediante la fórmula de Hencky-von Mises para generar una tensión equivalente comparable a la resistencia a la fatiga obtenida de la carga uniaxial.
- Tensión principal: la resistencia a la fatiga se ve reducida por la tensión principal de tracción y aumentada por la tensión principal de compresión.
- Frecuencia: en la mayoría de los materiales no se observa ninguna influencia en una gama amplia. Algunas aleaciones presentan una menor vida correspondiente a frecuencias menores, debido a la intervención de los efectos de la corrosión.
- Microestructura: la influencia de la modificación de la microestructura sobre la resistencia a la fatiga es similar a la que tiene sobre la resistencia a la tracción. En general, la resistencia a la fatiga aumenta en proporción a la resistencia a la tracción. Por ejemplo, en una amplia gama de aceros forjados la resistencia a la fatiga equivale a entre un 40% y un 50% de la resistencia a la tracción. La pureza mejorada eleva la resistencia a la fatiga.
- Tensiones residuales: Como ocurre con los efectos de la tensión principal, la tensión residual de compresión mejora la resistencia a la fatiga, mientras que la tensión interna de tracción tiene el efecto opuesto. Para optimizar la resistencia a la fatiga se genera una tensión residual superficial de com-

presión mediante técnicas tales como el granallado y el laminado superficial.

- **Superficie:** el acabado superficial tiene una gran influencia sobre la fatiga: cuanto más lisa es la superficie mayor es la resistencia a la fatiga. El tratamiento de las superficies durante la fabricación ocasiona a menudo un endurecimiento por deformación y tensiones residuales de compresión, aumentando ambas cosas la resistencia a la fatiga. La influencia de las entalladuras se describe en “Geometría”.
- **Geometría:** Las entalladuras y cambios de sección actúan como emplazamientos de concentración de tensión y tienen por tanto una influencia considerable sobre las propiedades de fatiga. En el caso de entalladuras grandes y lisas, la concentración de tensión debe evaluarse e incorporarse al análisis de fatiga. Las entalladuras agudas se comportan como defectos a modo de fisuras y hacen que el comportamiento a la fatiga sea de propagación controlada.
- **Soldadura:** la soldadura inevitablemente genera pequeños defectos a modo de fisuras que reducen en gran medida la resistencia a la fatiga y hacen que la fatiga sea de propagación controlada.
- **Corrosión:** la exposición a un entorno corrosivo favorece tanto el inicio como la propagación de la fisura. En consecuencia, la resistencia a la fatiga se reduce. El límite de fatiga en los aceros puede eliminarse en un elemento corrosivo.

3.1.4 Límite de fatiga en condiciones de servicio reales

El diagrama S-N caracteriza el comportamiento del material bajo una carga de amplitud única. En el caso de construcciones aligeradas de peso, expuestas a complejas tensiones, los parámetros determinados por esos ensayos no son suficientes.

Para el ensayo en condiciones verdaderas se ha de obtener un análisis de las tensiones reales. Con este fin se registran la secuencia y duración de diferentes niveles de tensión, así como su aumento o disminución. O bien se reproduce esta función tensión-tiempo en condiciones de laboratorio, o a partir de estos datos se calculan programas de ensayo especiales para utilizarlos en experimentos. Los resultados obtenidos mediante este método no pueden extrapolarse a diferentes materiales y condiciones de carga.

3.1.5 Predicción del daño acumulativo

Miner fue quien formuló el método fundamental para la predicción del daño acumulativo durante la vida del material. El daño resultante de cada ciclo a un determinado nivel de tensión se define como el valor recíproco del número de ciclos hasta la rotura ($1/N_i$). La rotura tiene lugar cuando la suma de los ciclos a cada nivel (n_i), referida al número de ciclos hasta la rotura (N_i) es igual a uno. La fórmula matemática es:

$$\sum \frac{n_i}{N_i} = 1$$

Dado que es una ecuación muy simple, los resultados están ampliamente dispersados. En realidad, los valores forman una distribución gaussiana con un máximo en torno a 1. Para garantizar una construcción segura, los cálculos se realizan con factores inferiores a 1 y tensiones por debajo de sus valores máximos. Es posible además tomar en consideración los efectos de diferentes niveles de carga con respecto a su número, tensión máxima y secuencia.

3.2 Fatiga de propagación controlada

El acero moldeado, las piezas brutas de forja y las estructuras soldadas contienen invariablemente imperfecciones superficiales que se comportan como ínfimos defectos a modo de

fisuras y que eliminan de hecho la fase de inicio de la fisura en la fatiga. En consecuencia, la totalidad de la vida a la fatiga se ve afectada por la propagación de la fisura. El ritmo de avance de la fisura está determinado por la intensidad de tensión cíclica ΔK_I , que es la equivalente cíclica del factor de intensidad de tensión K_I definido en la sección 1.5.

$$\Delta K_I = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a}$$

donde

- $\Delta \sigma$ es la amplitud de tensión cíclica
- a es la profundidad de la fisura
- Y es la función correctora dependiente de la fisura y de la geometría de la pieza de ensayo.

La velocidad de propagación de la fisura viene entonces dado por la siguiente relación, conocida como Ley de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K_I^m$$

N = número de ciclos

C es una constante de material inversamente proporcional al módulo de Young E . La potencia m tiene un valor de cerca de 3 para la mayoría de los materiales metálicos.

La ventaja de la descripción que la mecánica de rotura hace de la propagación de la fisura es que la ecuación de la velocidad se puede integrar para determinar el número de ciclos necesarios para que una fisura se propague desde una longitud inicial a_i a una longitud final a_f . Así, siendo $m = 3$;

$$N_f = \frac{2}{C Y^3 \Delta \sigma^3 \pi^{3/2}} \left[\frac{1}{a_i^{1/2}} - \frac{1}{a_f^{1/2}} \right]$$

a_i puede ser un tamaño conocido de la fisura o un límite NDT_f , a_f puede ser un tamaño crítico del defecto para una rotura inestable, o una dimensión del elemento como puede ser el grosor de pared de un recipiente.

En la anterior ecuación para la vida a la fatiga, la constante C depende del tipo de material pero es insensible a las variaciones en la microestructura o el nivel de tensión. En consecuencia, dada la amplitud de tensión cíclica $\Delta \sigma$, la vida a la fatiga es independiente de la resistencia del material. Sin embargo, si la amplitud de tensión aumenta en proporción al límite elástico del material, al material de mayor resistencia le corresponderá una menor vida a la fatiga. Por ejemplo, un doble aumento de la amplitud de tensión reduce casi diez veces la vida a la fatiga. Es esta una restricción importante a la hora de utilizar aceros para estructuras altamente resistentes en aplicaciones dominadas por la fatiga.

El comportamiento a la fatiga de las juntas soldadas es de propagación controlada. Sin embargo no puede aplicarse el análisis de mecánica de rotura, ya que no puede evaluarse el tamaño inicial del defecto y la amplitud de tensión cíclica se ve amplificada por los efectos de la concentración local de tensión asociados al perfil de soldadura. En su lugar, la resistencia a la fatiga se determina experimentalmente para la amplitud de tipos y procesos de soldadura empleados normalmente en estructuras soldadas. Estos datos se presentan como una serie de curvas S-N correspondientes a diferentes clasificaciones de soldadura, como muestra la figura 16.

La resistencia a la fatiga de juntas soldadas no es sensible a la resistencia de la chapa de base. En consecuencia, como se ha explicado anteriormente, resulta difícil sacar totalmente partido a los aceros altamente resistentes en estructuras soldadas donde la exposición a una carga cíclica es significativa.

4. RESUMEN FINAL

- Los aceros pueden fallar por una fractura frágil inadmisibles.
- Una ductilidad satisfactoria se ha de alcanzar generalmente asegurando antes la rotura dúctil que la fractura frágil.
- La tendencia a la fractura frágil aumenta:
 - reduciendo la temperatura
 - aumentando el grado de deformación
 - con una tensión multiaxial
 - con discontinuidades geométricas que producen concentraciones de tensión.
- La mecánica de rotura es un medio útil para cuantificar la resistencia de un material a la rotura.
- El ensayo de flexión por choque sobre probeta entallada (ensayo Charpy) es un medio rentable para el control cualitativo de la tenacidad.
- Otros métodos más exactos de control de la tenacidad, por ejemplo el ensayo CTOD, se han desarrollado partiendo de la comprensión de la mecánica de rotura.
- El equilibrio óptimo de resistencia y tenacidad se puede conseguir combinando tratamientos metalúrgicos químicos y físicos.
- Las estructuras sometidas a una carga cíclica pueden fallar por fatiga.
- La resistencia a la fatiga se ve afectada por la amplitud de tensión, el número de ciclos, la tensión principal, las tensiones residuales y los defectos, sobre todo los relacionados con la soldadura.

5. BIBLIOGRAFÍA ADICIONAL

1. Griffith, A.A., Phil. Trans. Royal Society A221 (1921).
2. Wells, A.A., Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture, Proc. Symp. Crack Propagation, Cranfield 1961, Vol. 1.
3. E 813-81 Standard Test Method for JIC, A Measure of Fracture Toughness, ASTM 1981.
4. Method for crack opening displacement testing, BS 5762, British Standard Institution, London 1979.
5. Methods of tests for plain strain fracture toughness (K_{Ic}) of metallic materials, BS 5447, British Standard Institution, London 1977.
6. Milne, I. et al, Assessment of the integrity of structures containing defects, CEGB-R/H/R6-Rev. 3, Central Electricity Generating Board, London, 1986.
7. Guidance on Methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures, PD 6493: British Standards Institution, London 1991.
8. Kumar, V. et al, An Engineering Approach for Elastic-Plastic Fracture Analysis, Electric Power Research Institute (EPRI), NP 1931, Project 1237-1, Final Report, General Electric Company, New York.
9. Dahl, W. et al, Application of Fracture Mechanics Concepts to the Failure of Wide Plates, Nuclear Engineering Design 1985.

APÉNDICE 1

Valores de tenacidad a la rotura de diferentes materiales

Material	K_C (MNm ^{-3/2})	Material	K_C (MNm ^{-3/2})
Metales dúctiles, por ejemplo Cu	200	fundición	15
Tipo Fe430B acero para estructuras (temperatura ambiente)	140	reforzado con fibra de vidrio	40
Tipo Fe 430B acero para estructuras (-100°C)	40	plástico	12
Aceros para recipientes a presión	170		

ESDEP TOMO 3 METALURGIA APLICADA

Lección 3.4: Calidades y Tipos de Acero

OBJETIVOS/CONTENIDO

Presentación de las actuales clases de aceros para estructuras.

LECCIONES AFINES

Lección 3.1: Características de las Aleaciones de Hierro y Carbono

Lección 3.3.1: Introducción a las Propiedades físicas de los Aceros

RESUMEN

Esta lección se ocupa de la clasificación de los materiales en términos de composición química y de propiedades mecánicas y tecnológicas, definiendo las principales especificaciones aplicables a las diferentes clases de aceros para estructuras.

1. INTRODUCCIÓN

Merced a su buena maquinabilidad y a su gran rentabilidad, el acero es uno de los materiales de construcción más importantes. Mediante cambios en la composición química y en las condiciones de fabricación es posible modificar las propiedades del acero de manera muy variada, teniendo el fabricante de acero la posibilidad de adaptar las propiedades a las exigencias específicas de los usuarios (Apéndice 1) [1].

Al igual que las propiedades químicas y mecánicas, el buen estado interior, la calidad superficial y la forma y dimensiones geométricas pueden ser criterios importantes para los usuarios de productos de acero.

Los aceros utilizados para aplicaciones estructurales son principalmente laminados en caliente en forma de perfiles, chapas, flejes, llantas anchas, barras y perfiles huecos. Estos productos pueden haber estado sometidos a un conformado en frío tras el laminado en caliente. El material colado y forjado se utiliza también a veces.

Para facilitar la fabricación, pedido y utilización de los productos de acero, sus tipos y calidades están enumerados en normas y especificaciones de calidad que ofrecen la composición química y las propiedades mecánicas y tecnológicas.

Esta lección se ocupa de la clasificación de los tipos de acero y ofrece un panorama de los principales tipos utilizados en la construcción metálica.

2. DEFINICIÓN DE ACERO

De acuerdo con la norma europea EN 10 020 [2], el acero es un material que contiene en peso más hierro que cualquier otro elemento simple, con un contenido en carbono general-

mente inferior al 2% y que contiene otros elementos (figura 1). Un número limitado de aceros al cromo pueden contener más de un 2% de carbono, pero el 2% suele ser la línea divisoria entre el acero y la fundición.

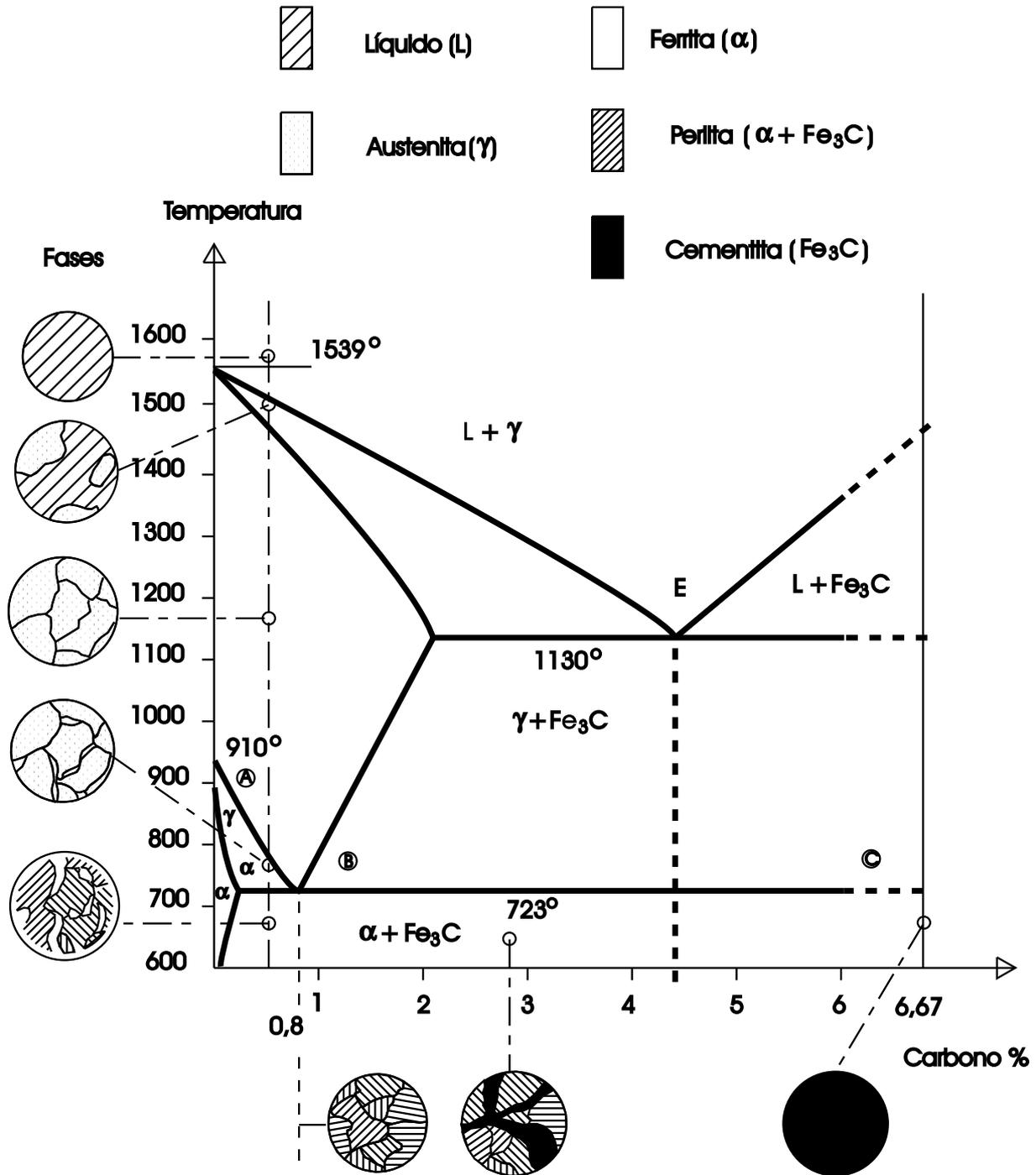


Figura 1 Diagrama de fase hierro-carbono

3. CLASIFICACIÓN DE LOS TIPOS DE ACERO

La norma europea EN 10 020 [2] clasifica los tipos de acero en:

- aceros no aleados y aceros aleados, según la composición química
- clases de calidad definidas por la propiedad principal o por las características de aplicación correspondientes a los aceros no aleados y aleados.

3.1 Clasificación según la composición química

La clasificación se basa en el análisis sobre colada especificado en la norma o en la especificación de producto, y viene determinada por los valores mínimos establecidos para cada elemento.

Los aceros no aleados son tipos de acero para los que no se alcanza ninguno de los valores límite indicados en el apéndice 2.

Los aceros aleados son tipos de acero para los que se alcanza al menos uno de los valores límite indicados en el apéndice 2.

3.2 Clasificación según clases de calidad

Los tipos de acero pueden clasificarse en las siguientes clases de calidad:

- Clases de aceros no aleados
 - Aceros de base no aleados
 - Aceros de calidad no aleados
 - Aceros especiales no aleados
- Clases de aceros aleados
 - Aceros de calidad aleados
 - Aceros especiales aleados

Para esta clasificación se han de tomar en consideración los siguientes puntos:

- Composición química
- Propiedades mecánicas
- Tratamiento térmico
- Limpieza, en términos de inclusiones no metálicas
- Exigencias de calidad particulares, por ejemplo la adecuación al conformado en frío, al estirado en frío, etc.
- Propiedades físicas
- Aplicación

Los detalles de esta clasificación se encuentran en la norma EN 10 020 [2].

4. NORMAS DE CALIDAD DESTINADAS A ACEROS PARA ESTRUCTURAS

4.1 Consideraciones generales

En esta sección se describe la forma de una norma de calidad destinada a aceros para estructuras y se analizan los puntos principales.

Generalmente el contenido de una norma de este tipo es el siguiente:

- Objeto y campo de aplicación.
- Clasificación y designación de calidades.
- Proceso de fabricación del acero.
- Estados de suministro.
- Composición química.
- Propiedades mecánicas.
- Propiedades tecnológicas.
- Acabado superficial.
- Inspección y ensayo.
- Marcado del producto.

4.2 Puntos principales

4.2.1 Proceso de fabricación del acero

Generalmente el proceso de fabricación del acero (horno básico de oxígeno, horno eléctrico, etc.) es elección del fabricante.

En cuanto al método de desoxidación, son posibles los siguientes:

- Opcional: el fabricante elige el método.
- Acero efervescente (sin adición de elementos desoxidantes). Este tipo de acero solo se utiliza para los aceros con bajos límites aparentes de fluencia y sin exigencias especiales de tenacidad.

- Acero efervescente (actualmente prohibido): el fabricante debe entregar acero semicalmado o calmado.
- Acero totalmente calmado con elementos de enlace del nitrógeno en cantidades suficientes para combinar el nitrógeno disponible, por ejemplo 0,020% Al.

4.2.2 Estados de suministro

Se permiten diversos estados de suministro:

- Suministro a elección del fabricante.
- Laminado en caliente, es decir, en estado bruto de laminación.
- Tratamiento termomecánico: Conformado de normalización (N), Conformado termomecánico (TM).
- Normalizado (N).

Debe hacerse constar que en esta lección no se tratan los aceros bonificados.

En el Apéndice 3 se dan las definiciones del tratamiento termomecánico de los aceros.

El estado de suministro del producto es muy importante en relación con la aplicación del acero. Por eso ese estado debe figurar claramente en el pedido. Se ha de prestar una especial atención a los productos normalizados (N), o de conformado de normalización (N), así como a los aceros conformados termomecánicamente (TM). Estos últimos, a diferencia del material N, no son adecuados para un tratamiento térmico (salvo atenuación de tensiones) o deformación en caliente (1100°C) posteriores. El tratamiento de aceros TM a elevadas temperaturas conduce a una disminución de la resistencia.

Debe tenerse en cuenta que el material tratado TM presenta con respecto a los aceros N del mismo tipo las siguientes ventajas:

- Menor contenido de elementos de aleación.
- Mejor soldabilidad merced a un menor equivalente de carbono.

- Menor coste.
- Ahorro de tiempo merced al tratamiento en línea.
- Sin limitaciones en la longitud de los productos.

4.2.3 Composición química

Las exigencias se basan en el análisis sobre la colada, y no en el del producto. Si se especifica un análisis del producto se han tener en cuenta las desviaciones admisibles del mismo con respecto a los límites especificados del análisis sobre colada.

4.2.4 Propiedades mecánicas

Las normas de calidad generalmente especifican las propiedades de tracción y de resiliencia.

4.2.4.1 Propiedades de tracción

Límite elástico ReH: valor mínimo

Resistencia a la tracción Rm: valores mínimo y máximo

Alargamiento: valor mínimo

Los valores exigidos dependen del espesor del material. El límite elástico y la resistencia a la tracción disminuyen según aumenta el grosor, lo cual puede explicarse por el hecho de que al material más grueso le corresponde un menor afino del grano durante el laminado.

4.2.4.2 Propiedades de resiliencia (ensayo de choque)

Se especifican la temperatura de ensayo y la mínima energía absorbida.

4.2.4.3 Dirección de la toma de muestras

Las propiedades mecánicas se pueden especificar en dirección longitudinal y/o transversal. Longitudinal significa paralelamente a la dirección de laminado; transversal es perpendicular a la dirección principal de laminado. Durante el laminado en caliente de productos largos la deformación tiene lugar principalmente en una dirección, ocasionando una anisotropía que da lugar a diferentes propiedades mecánicas en las direcciones longitudinal y transversal. La diferencia se refleja sobre todo en la ductilidad (alargamiento, resiliencia).

4.2.5 Propiedades tecnológicas

Las propiedades tecnológicas incluyen la soldabilidad y la conformabilidad.

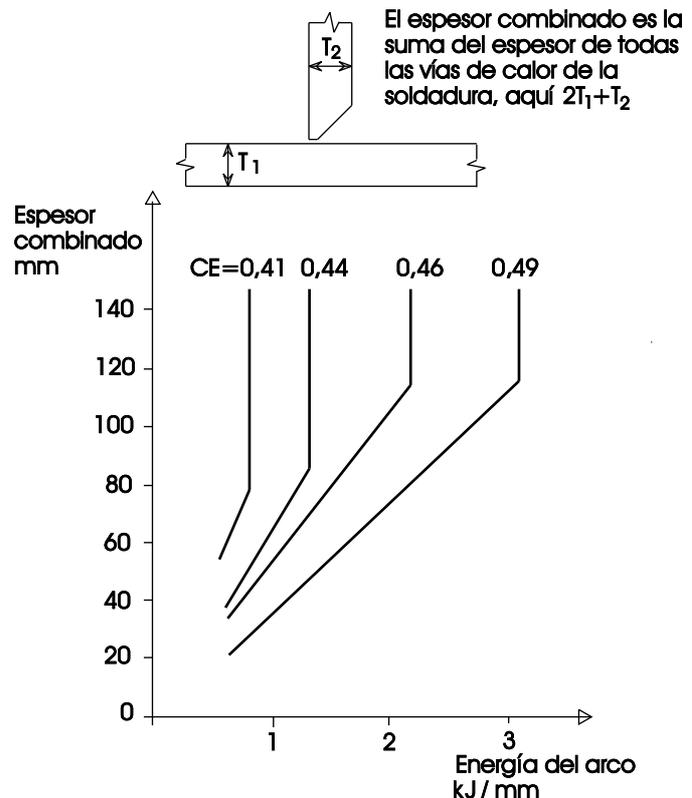


Figura 2 Ejemplo de variación de soldabilidad con composición: condiciones limitantes que requieren un precalentamiento mínimo de 100°C para diferentes valores de carbono equivalente para soldadura WEG

4.2.5.1 Soldabilidad

La soldabilidad, propiedad muy importante en los aceros para estructuras, se juzga con base en lo siguiente:

- a. tendencia a la fisuración en frío
- b. tenacidad de la zona afectada por el calor

La soldabilidad está influenciada por la composición química y por la estructura metalográfica del acero. Al aumentar el contenido de elementos de aleación disminuye la soldabilidad. Mediante el afino del grano se obtiene sin embargo una mejora de la soldabilidad.

Generalmente la soldabilidad disminuye al aumentar la resistencia a la tracción, lo cual está relacionado con el mayor contenido de elementos de aleación de los aceros altamente resistentes.

La figura 2 muestra la influencia de la composición sobre la soldabilidad. La velocidad de enfriamiento incrementa la susceptibilidad a la fisuración en frío y está controlado por el espesor combinado de los recorridos del calor que se alejan de la soldadura, el eje vertical en el gráfico. La energía de arco, el eje horizontal del gráfico, también influye sobre la velocidad de enfriamiento: cuanto mayor sea el consumo de calor, más tardará en enfriarse. El gráfico muestra cómo la reducción del equivalente de carbono aumenta el intervalo de condiciones que se pueden soldar con un precalentamiento prefijado, aquí 100°C, y con un proceso de soldadura concreto, aquí MAG con electrodos de alambre convencionales.

4.2.5.2 Conformabilidad

Los aceros para estructuras son adecuados para el conformado en frío y en caliente. Debe tenerse presente que los aceros tratados termomecánicamente no deberían utilizarse para un conformado en caliente (ver también Estados de entrega en la sección 4.2.2).

La conformabilidad en frío incluye la capacidad de deformación, el conformado de laminación y el estirado de barras. Se evalúa mediante ensayos de flexión. El radio de curvatura interior especificado aumenta conforme lo hacen el espesor del material y la resistencia a la tracción. Las muestras del ensayo de flexión se pueden tomar en dirección longitudinal o transversal.

▨ Situación de las muestras a tomar

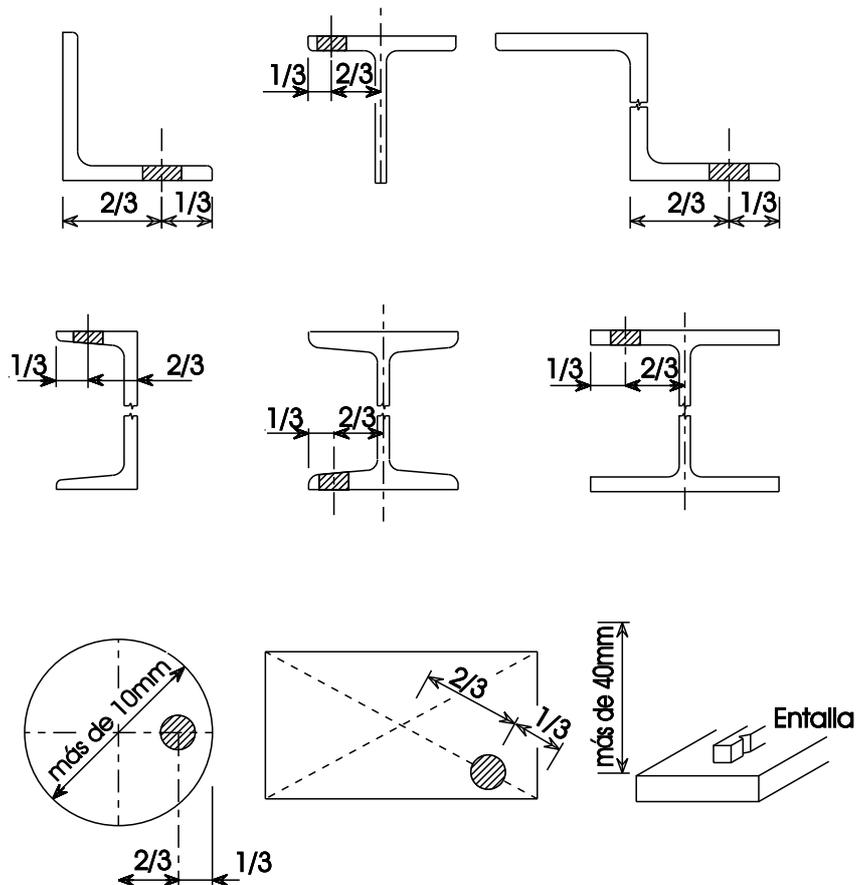


Figura 3 Posición de piezas de ensayo en EN10025 Anexo A

4.2.6 Acabado superficial

El producto de acero debe estar libre de aquellos defectos que impedirían su utilización para el uso al que ha sido destinado.

4.2.7 Inspección y ensayo

Las normas de calidad especifican:

- El tipo de ensayo (de tracción, de choque, de flexión, análisis químico, etc.)
 - Lotes: la verificación de las propiedades mecánicas se puede llevar a cabo por lotes (por ejemplo un ensayo por cada 20, 40 o 60 productos) o por colada.
 - Unidades de inspección: número de ensayos por lote.
-

- Situación de las muestras de ensayo: de acuerdo con la Euronorma 18 [3] (ver figura 3).
- Selección y preparación de las piezas de ensayo.

4.2.8 Marcado

Los productos de acero deberán marcarse con pintura, estampación o etiquetas adhesivas duraderas, con la información siguiente:

- Tipo de acero.
- Número de colada.
- Nombre del fabricante o marca registrada.

5. TIPOS DE ACERO PARA ESTRUCTURAS

En esta sección se describen los siguientes tipos de aceros para estructuras:

- Productos laminados en caliente de aceros no aleados para aplicaciones estructurales generales conforme a EN 10 025 [4].
- Productos laminados en caliente de aceros soldables de grano fino conforme a EN 10 113 [5].
- Aceros para estructuras destinados a aplicaciones en plantas petrolíferas.
- Aceros resistentes a la corrosión atmosférica conforme a Euronorma 155 [6].
- Tipos de acero con características frente al desgarro laminar.
- Tipos de acero para galvanización por inmersión en caliente.

5.1 Productos laminados en caliente de aceros no aleados para aplicaciones estructurales generales conforme a EN 10 025 [4]

5.1.1 Descripción general

Esta norma especifica las exigencias referidas a productos largos (como perfiles y barras) y productos planos (como chapas, láminas y flejes) de aceros no aleados laminados en caliente para uso general (base) y aceros de calidad. Son aceros destinados a estructuras soldadas, roblo-nadas y remachadas para un servicio a temperatura ambiente.

5.1.2 Designación de los aceros

La designación consiste en:

- El número de la norma europea (EN 10 025).
- El símbolo FS.
- La indicación del límite elástico mínimo especificado para espesores ≤ 16 mm y expresado en N/mm².
- La designación de calidad con respecto a la soldabilidad y la resistencia a la fractura frágil JR, J0, J2 y K2.
- Si procede, indicación del método de desoxidación (G1 o G2).
- Si procede, el símbolo alfabético correspondiente a la adecuación para el conformado en frío, el laminado en frío o el estirado en frío.
- Si procede, la indicación + N si los productos presentan un laminado de normalización.

Ejemplo: un acero con una especificada resistencia a la tracción a temperatura ambiente de 510 N/mm², grado de calidad J0, sin exigencias respecto a la desoxidación y adecuado para el conformado en frío (designación C), se expresa así:

Acero EN 10 025 S355 JO C
 Tipo Choque Adecuado para
 @ 0°C conformado
 en frío

5.1.3 Tipos de acero

Existen tres tipos estándar de aceros para estructuras.

Aparecen resumidos en la siguiente tabla:

Tipo de acero	Límite elástico min. [N/mm ²] 1)	Calidad	Temperatura de ensayo por impacto (°C)	Tipo de desoxidación 2)
S235	235	JR	+20	opcional FU, FN
		J0	0	FN
		J2	-20	FF
S275	275	JR	+20	FN
		J0	0	FN
		J2	-20	FF
S355	355	JR	+20	FF
		J0	0	FN
		J2	-20	FF
		K2	-20	FF

1) basado en un espesor del material ≤ 16 mm

- 2) FU = acero efervescente
 FN = prohibido el acero efervescente
 FF = totalmente calmado

Todos estos tipos son aceros C-Mn, que pueden suministrarse en estado bruto de laminación, tratados termomecánicamente o en estado normalizado. El tipo de acero S355 es el que tiene el mayor contenido en manganeso y puede ser también microaleado.

5.2 Productos laminados en caliente de aceros soldables de grano fino conforme a EN 10 113 [5]

5.2.1 Descripción general

Esta norma se aplica a aceros para estructuras laminados en caliente, soldables y de calidad especial, que se entregan en forma de productos planos y largos.

Son aceros utilizados en las probetas de estructuras soldadas que soportan cargas eleva-

das, como puentes, depósitos de almacenamiento, etc.

El límite elástico mínimo de estos tipos de acero está entre 275 y 460 N/mm², escogiéndose una composición química que garantice una buena soldabilidad. Son aceros totalmente calmados con la cantidad suficiente de elementos de enlace de nitrógeno para combinar el nitrógeno disponible. Su estructura es de grano fino.

5.2.2 Estados de entrega

El estado de suministro de todos los productos es conformado de normalización (N) o conformado termomecánicamente (M), según se define en el Apéndice 3.

5.2.3 Clasificación de calidades

Todos los tipos se pueden entregar con las siguientes calidades:

KG: para calidades con valores mínimos especificados de resiliencia a temperaturas no inferiores a -20°C .

KT: temperatura muy baja con valores mínimos especificados de resiliencia a temperaturas muy bajas no inferiores a -50°C .

Tipo de acero	Calidad	Límite elástico min. [N/mm ²] *)	Temperatura de ensayo por impacto [°C]
S275	M o N	275	-20
	ML o NL		-50
S355	M o N	355	-20
	ML o NL		-50
S420	M o N	420	-20
	ML o NL		-50
S460	M o N	460	-20
	ML o NL		-50

5.2.4 Designación

La designación de los aceros consiste en lo siguiente:

- El número de la norma EN 10 113. 1) para espesores ≤ 16 mm
- El símbolo S.
- La indicación del límite elástico mínimo especificado para espesores ≤ 16 mm y expresado en N/mm², precedido de S.
- El estado de entrega N o M.
- La letra mayúscula correspondiente a la calidad, con valores mínimos especificados de resiliencia a temperaturas no inferiores a -50°C .

Ejemplo: un acero con un límite elástico mínimo a temperatura ambiente de 355 N/mm², conformado termomecánicamente, adecuado para una aplicación a -50°C :

EN 10 113-3 S355 M L

Norma Tipo Estado de Ensayo por choque a suministro -50°C

5.2.5 Calidades y tipos de acero

Las calidades y tipos de acero de esta norma se resumen como sigue:

Debe tenerse en cuenta que para el ensayo por choque se especifican valores correspondientes a las direcciones longitudinal y transversal, cuando para EN 10025 [4] solo se requieren valores en dirección longitudinal. Los valores mínimos están también estimados para temperaturas de ensayo más elevadas pero, a no ser que se especifique en el momento del análisis y el pedido, el valor de choque deberá verificarse con piezas de ensayo longitudinales ensayadas a -20°C o -50°C , de acuerdo con la calidad.

5.3 Aceros para estructuras destinados a aplicaciones en plataformas petrolíferas

En los últimos diez años se han desarrollado especificaciones sobre tipos de acero para la industria de las plataformas petrolíferas, principalmente con destino a aplicaciones en el Mar del Norte, donde estas especificaciones son en la actualidad las más exigentes del mundo. Las mejoras en la calidad han sido obligadas al ser más desafiantes las operaciones, por ejemplo la perforación y fabricación en aguas profundas y zonas árticas, o han sido el resultado de unas filosofías de seguridad más exigentes.

Los aceros para estructuras han tenido que desarrollarse con el fin de garantizar las siguientes propiedades:

- Un límite elástico elevado (≥ 355 N/mm²).
- Una buena resistencia a la fractura frágil en ambas direcciones, longitudinal y transversal.
- Una excelente soldabilidad.
- Propiedades no modificadas tras la atenuación de tensiones y el enderezamiento con soplete.
- Resistencia al desgarro laminar.
- Un buen estado interior.

Para obtener una combinación de todas estas propiedades ha habido que hacer un con-

siderable progreso en la fabricación y el laminado del acero.

Por el momento no existe una norma europea referida a los tipos de acero para plataformas petrolíferas. Estos tipos están especificados en los pliegos de condiciones establecidos principalmente por las empresas petrolíferas. Como cada una establece sus propias especificaciones, las exigencias para un determinado tipo de acero para plataformas pueden diferir de una empresa a otra.

Las exigencias correspondientes a aceros para plataformas petrolíferas son mucho más severas que para ninguna otra aplicación estructural. Para demostrarlo, en el Apéndice 4 se comparan las exigencias de composición química y tenacidad de los cuatro siguientes tipos de acero para estructuras, cada uno con un límite elástico mínimo de 355 N/mm²:

- S355 K2 G3 conforme a EN 10 025 [4]
- S355 N conforme a EN 10 113-2 [5]
- S355 M conforme a EN 10 113-3 [5]
- Tipo plataforma petrolífera 355 (característico para el Mar del Norte).

En el Apéndice 4 puede verse que según se aumentan las exigencias de tenacidad el contenido máximo de carbono se reduce, y resulta muy bajo (máximo 0,12%) en el tipo de acero para plataformas. Nótese que la pérdida de resistencia debida al reducido contenido en carbono se compensa en su mayor parte mediante microaleaciones y/o laminado termomecánico.

Además, las especificaciones de acero para plataformas exigen contenidos en azufre y fósforo muy bajos.

Dado que la soldabilidad es una de las propiedades más

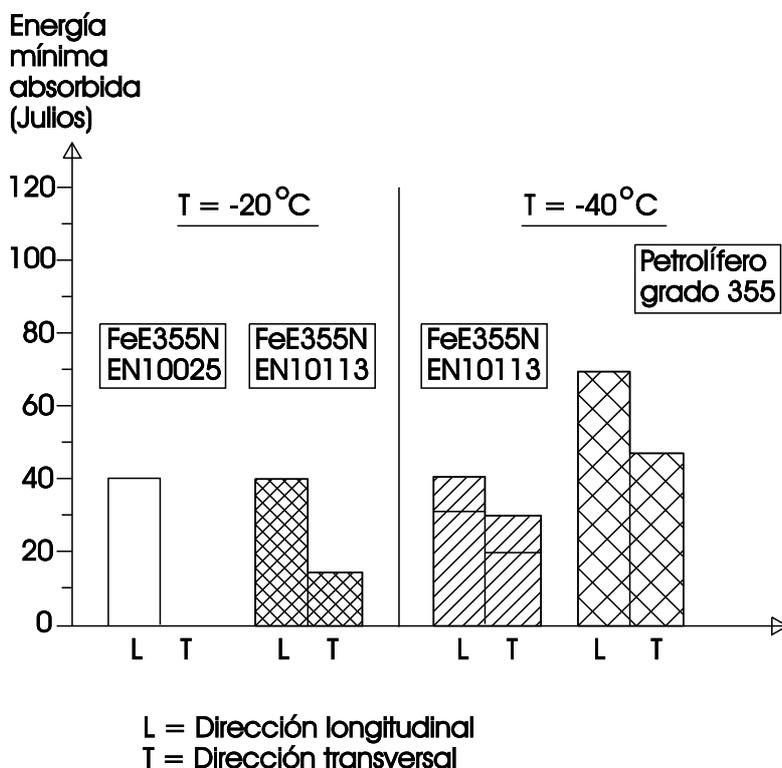


Figura 4 Comparación de las propiedades de impacto de la entalla en V Charpy de los aceros estructurales con una resistencia de fluencia mínima de 355 N/mm²

importantes de un tipo de acero para plataformas, a estos aceros se les especifica un equivalente de carbono máximo (como ocurre con la mayoría de los aceros para estructuras).

Para garantizar una resistencia elevada a la fractura frágil, las exigencias de tenacidad de los tipos de acero para plataformas son extremadamente elevadas. En este tipo de acero las exigencias referidas a la dirección transversal son incluso mayores que las de la dirección longitudinal de otros tipos de acero para estructuras, ver figura 4.

5.4 Tipos de acero con propiedades frente al desgarro laminar

5.4.1 Descripción general

Los tipos de acero con propiedades frente al desgarro laminar son aceros para estructuras con una gran resistencia al desgarro laminar, que es un fenómeno de fisuración que tiene lugar sobre todo bajo las juntas soldadas, figura 5.

Hay tres factores que contribuyen a la aparición del desgarro laminar:

- (a) Una ductilidad defectuosa en la dirección del espesor, es decir, perpendicularmente a la superficie.
- (b) La restricción estructural.
- (c) El diseño de juntas.

Puesto que (b) y (c) no están relacionadas con la calidad del acero, no se tratan en esta sección.

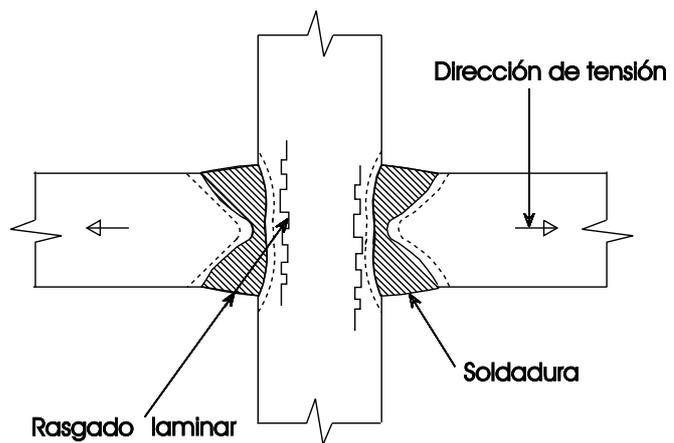
En general, los aceros laminados poseen unas propiedades de ductilidad en la dirección del espesor (dirección Z) inferiores a las de la dirección de laminado. La razón principal de la reducida ductilidad en espesor son las inclusiones no metálicas,

sobre todo de sulfuros de manganeso y silicatos de manganeso que son alargadas en la dirección de laminado.

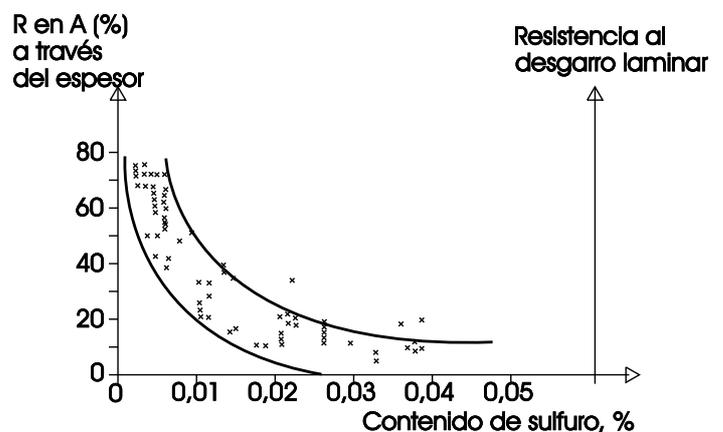
Se obtiene un nivel elevado de ductilidad en espesor mediante un tratamiento especial en la cuchara durante la fabricación del acero, que asegura un contenido muy bajo de azufre y una forma controlada de las inclusiones no metálicas.

5.4.2 Calidades con propiedades frente al desgarro laminar

La resistencia al desgarro laminar se expresa en términos de reducción del área de los ensayos de tracción en espesor.



(a) Descripción del desgarro laminar (esquemático)



(b) Efecto del contenido de sulfuro en la ductibilidad a través del espesor

Figura 5 Desgarro laminar

De acuerdo con EN 10 164 [7], se pueden pedir tres niveles de calidad con propiedades frente al desgarro laminar:

Calidad	Reducción del área en la dirección a través del espesor %
Z15	15 (mínimo)
Z25	25 (mínimo)
Z35	35 (mínimo)

Las recomendaciones de uso son:

Z15: para juntas soldadas sometidas a tensiones moderadas

Z25: para juntas soldadas sometidas a tensiones fuertes

Z35: para juntas soldadas sometidas a tensiones muy fuertes y restricción importante

5.5 Acero resistente a la corrosión atmosférica conforme a EN 10 155 [6]

5.5.1 Descripción general

Una desventaja de los aceros para estructuras no aleados es su tendencia a la corrosión en condiciones de exposición a la intemperie. Normalmente tienen que revestirse o pintarse con el fin de proteger la superficie contra la humedad, el oxígeno y los productos químicos agresivos. Para reducir la formación de herrumbre y evitar así la pintura, se han desarrollado los aceros resistentes a la corrosión atmosférica.

Estos aceros pertenecen a una familia de aceros de baja aleación resistentes a la corrosión atmosférica, destinados a aplicaciones que exigen una prolongada vida útil y unos bajos costes de mantenimiento.

Estos aceros se fabrican añadiendo pequeñas cantidades de elementos de aleación, especialmente cobre, al acero al carbono convencional. Un contenido en cobre de entre 0,2% y 0,3% mejora hasta en un 50% la resistencia a la corrosión comparado con el acero sin cobre. El fósforo refuerza la acción del cobre. Una

mejora ulterior de la resistencia a la corrosión de los aceros con contenido en cobre se puede conseguir mediante pequeñas adiciones de cromo y níquel, dos elementos muy eficaces en atmósferas industriales contaminadas por el bióxido de azufre.

El acero resistente a la corrosión atmosférica se puede utilizar sin pintar. Debido a los cambios meteorológicos naturales la superficie del acero se cubre progresivamente de una capa protectora de color marrón rojizo, que da como resultado una disminución del ritmo de corrosión.

Los aceros resistentes a la corrosión atmosférica se utilizan en aplicaciones arquitectónicas, decorativas e industriales. Su principal uso industrial se da en aplicaciones que requieren un mantenimiento mínimo, como vestíbulos, puentes y torres de transmisión eléctrica.

5.5.2 Resistencia a la corrosión

Al principio de su exposición a la intemperie y al igual que en el acero convencional, en el acero resistente a la corrosión atmosférica se forma herrumbre. Conforme crece la capa de herrumbre se convierte en una densa película o pátina de óxido protectora que se adhiere firmemente al metal de base. Esta pátina forma una barrera protectora entre el acero y la intemperie, inhibiendo así una ulterior corrosión. A este tipo de acero se le denomina Ensacor.

La formación de esta pátina depende mucho de las condiciones ambientales y climáticas locales. Para poder adquirir un firme revestimiento de óxido protector, la superficie del acero debe generalmente estar seca y húmeda de forma alternativa. La superficie del acero no debiera en ningún caso estar continuamente mojada.

En atmósferas marinas la protección dada por esa pátina es menos eficaz. Sin embargo, la pérdida de peso del acero resistente a la corrosión atmosférica sigue siendo menor que la del

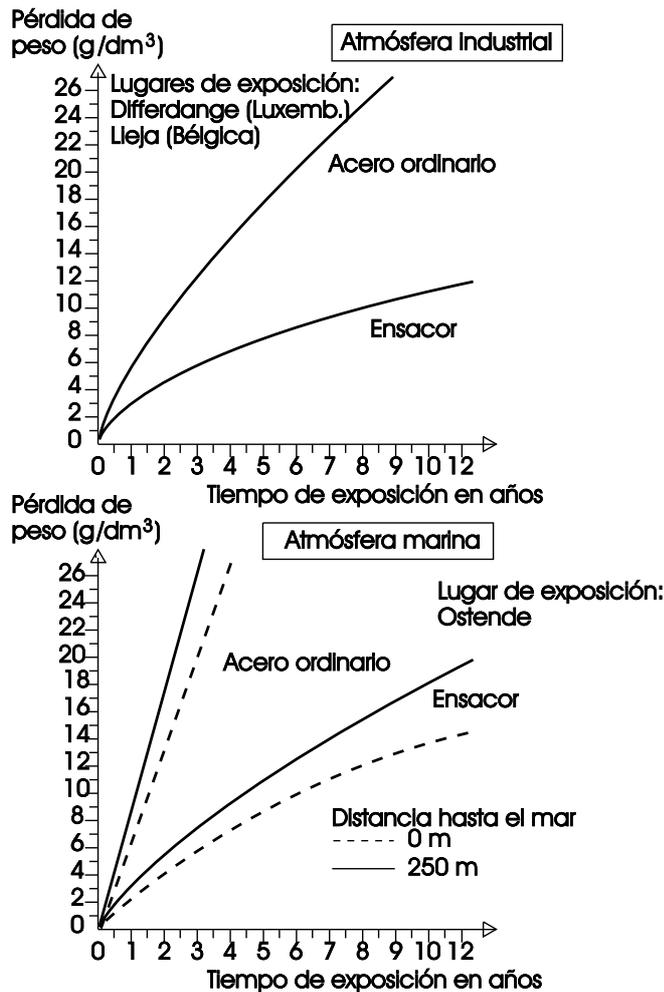


Figura 6

acero corriente. Ver figura 6. En un entorno así se puede obtener una protección adicional mediante la pintura. Este revestimiento de pintura será mucho más duradero en aceros resistentes a la corrosión atmosférica que en aceros convencionales.

En atmósferas industriales con una cantidad significativa de bióxido de azufre la pátina se forma rápidamente y el ritmo de corrosión del acero disminuye. Ver figura 6.

Los lugares donde el revestimiento contra la intemperie es ineficaz son:

- emplazamientos cálidos y húmedos
- vías ferroviarias
- el agua
- lugares sometidos regularmente a agua corriente
- lugares donde la capa protectora se elimina por el contacto físico.

5.5.3 Tipos de acero

Los principales tipos de acero de EN 10 155 [6] son:

Tipo de acero 2)	Aleación	Límite elástico mínimo N/mm ² 1)	Temperatura de ensayo por choque (°C)
S 235J0W	Cu-Cr	235	0
S 235J2W			-20
S 355J0WP	Cu-Cr-P-(Ni)	355	0
S 355J2WP			-20
S 355J0W	Cu-Cr-(Ni)-(Mo)-(Zr)	355	0
S 355J2W			-20

1) para espesores ≤ 16 mm

2) W es la designación de los aceros resistentes a la corrosión atmosférica

3) P corresponde a la clase con un mayor contenido en fósforo (solo en el caso del tipo S355)

La composición química y las propiedades mecánicas y tecnológicas se dan en los apéndices 7 y 8.

Los aceros resistentes a la corrosión atmosférica se pueden entregar como perfiles, barras y llantas en estado tosco de laminación. También se pueden acordar otros estados de suministro.

5.5.4 Soldadura

El acero resistente a la corrosión atmosférica puede soldarse con todos los procesos manuales y automáticos de soldadura, siempre y cuando se cumplan las normas generales pertinentes.

El metal de aportación debe adaptarse a las propiedades mecánicas del metal de base. La resistencia a la corrosión atmosférica del metal de aportación debe ser igual o mejor que la del acero.

La coloración de la superficie de soldadura sometida a la corrosión atmosférica depende de la composición química del metal de aportación. Puede obtenerse sin embargo una buena armonía de colores utilizando un metal de aportación con más o menos la misma composición que el acero.

5.6 Tipos de acero para galvanización por inmersión en caliente

En determinadas aplicaciones estructurales es necesaria una protección anticorrosión mediante galvanización por inmersión en caliente, que requiere el uso de un tipo de acero apropiado.

En general, todos los tipos convencionales de acero para estructuras pueden galvanizarse por inmersión en caliente, siempre que el

contenido en silicio del acero esté en el nivel adecuado, pues este elemento tiene una intensa influencia en la reacción del hierro y el zinc durante la galvanización, figura 7. Los aceros con un bajo contenido en silicio ($\leq 0,03\%$), o con un contenido en silicio entre 0,13 y 0,30%, pueden galvanizarse de forma satisfactoria. En aceros con un contenido en silicio entre 0,04 y 0,13%, o superior al 0,30%, puede que la capa de zinc sea excesivamente gruesa, presentando el riesgo de fragilidad o falta de adherencia.

Investigaciones recientes han demostrado que el fósforo favorece la acción del silicio.

Los usuarios de aceros y los galvanizadores deben tener en cuenta estos aspectos a la hora de escoger la composición química del material pedido para la galvanización.

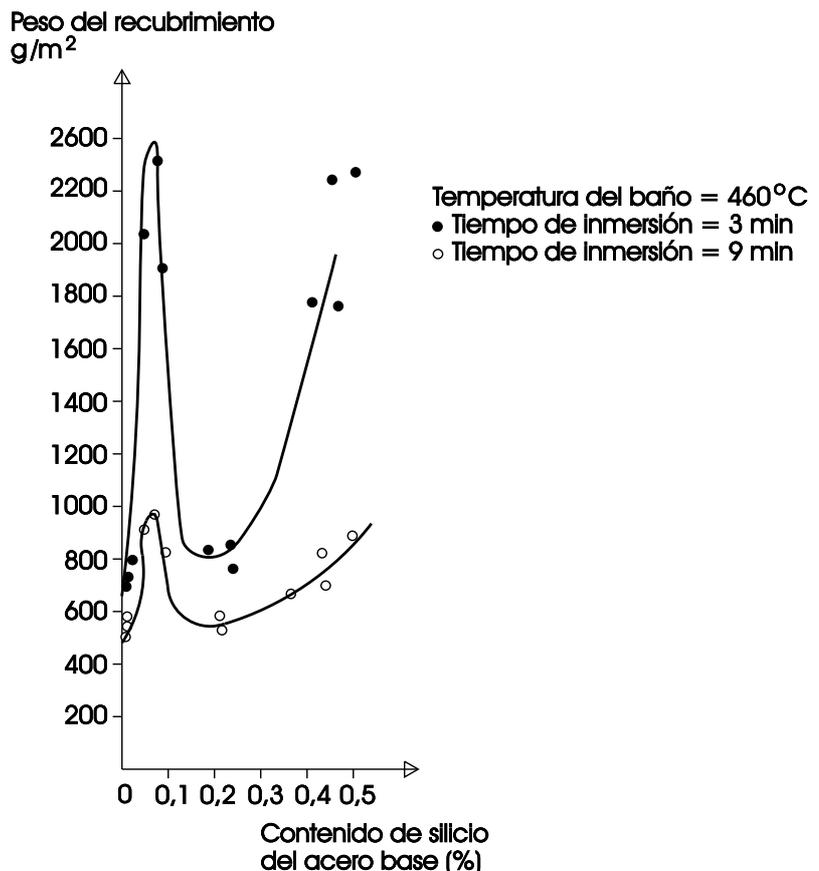


Figura 7 Galvanizado en caliente de aceros: Influencia del contenido de silice en el peso del recubrimiento

6. RESUMEN FINAL

- Hay disponible una amplia gama de aceros para aplicaciones estructurales, que permite a los proyectistas y constructores optimizar la estructuras de acero en cuanto al ahorro de costes, ahorro de peso, seguridad, maquinabilidad, y de este modo rentabilidad global.
- La fuerte competencia entre los fabricantes de acero y los de otros materiales alternativos ha acelerado el desarrollo de tecnologías avanzadas para conseguir una ulterior mejora general tanto de la calidad como de los aspectos económicos del acero.
- El progreso técnico en la fabricación del acero, y sobre todo en el laminado termomecánico, ha sido grande durante la última década.
- Los desarrollos han dado como resultado la fabricación económica de una nueva generación de aceros de baja aleación altamente resistentes que combinan propiedades antes consideradas incompatibles, es decir, una resistencia elevada, una excelente soldabilidad y una buena resistencia a la fractura frágil.
- Estos desarrollos han proporcionado a los usuarios nuevas oportunidades para ahorrar en los costes y para una fabricación más sencilla, y de este modo han contribuido a una mejora considerable de la competitividad de las estructuras de acero.

7. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Stahlsorten und ihre Eigenschaften J. Degenkolbe
Stähle für den Stahlbau, Eigenschaften, Verarbeitung und Anwendung
Berichtsband Stahl Eisen
Herausgeber: Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh)
- [2] EN 10 020 Definition and classification of grades of steel,
November 1988.
- [3] Euronorm 18-79 Sampling and preparation of samples for steel products.
- [4] EN 10 025 Hot rolled products in non-alloy steels for general structural applications, March 1990 (+ A1, August 1993).
- [5] EN 10 113 Hot rolled products in weldable fine grain structural steels, March 1993.
- [6] EN 10 155 Weathering steels, June 1993.
- [7] EN 10 164 Steel products with improved deformation properties perpendicular to the surface of the product, June 1993.

APÉNDICE 1

Lección 3.4: Calidades y Tipos de Acero

Resistencia

- Resistencia a la deformación
- Resistencia a la fatiga

Tenacidad

- Ductilidad
- Resistencia a la fractura frágil

Soldabilidad

- Resistencia a la fisuración en frío

- Buena tenacidad en la zona afectada por el calor (“heat affected zone” HAZ)

Resistencia a la corrosión

- Formación mínima de herrumbre
- Resistencia a la fisuración por absorción de hidrógeno

Homogeneidad

APÉNDICE 2

DEFINICIÓN Y CLASIFICACIÓN DE LOS TIPOS
DE ACERO CONFORME A EN 10 020

Límite entre aceros no aleados y aleados

Elemento especificado		Valor límite (% en peso)
Al	Aluminio	0,10
B	Boro	0,0008
Bi	Bismuto	0,10
Co	Cobalto	0,10
Cr	Cromo ⁽¹⁾	0,30
Cu	Cobre ⁽¹⁾	0,40
La	Lantánidos (cada)	0,05
Mn	Manganeso	1,65 ⁽³⁾
Mo	Molibdeno	0,08
Nb	Niobio ⁽²⁾	0,06
Ni	Níquel ⁽¹⁾	0,30
Pb	Plomo	0,40
Se	Selenio	0,10
Si	Silicio	0,50
Te	Telurio	0,10
Ti	Titanio ⁽²⁾	0,05
V	Vanadio ⁽²⁾	0,10
W	Tungsteno	0,10
Zr	Zirconio ⁽²⁾	0,05
	Otros (excepto carbono, fósforo, azufre, nitrógeno) (cada uno)	0,05

(1) Cuando se especifiquen elementos en combinaciones de dos, tres o cuatro, con contenidos de aleación individuales inferiores a los dados en la tabla, el valor límite que se habrá de aplicar para la clasificación es que la suma de sus contenidos totales debe ser inferior al 70% de la suma de los valores límite individuales.

(2) La regla establecida en (1) se aplica a este grupo de elementos.

(3) Cuando el manganeso se especifique solo como máximo, el valor límite será 1,8% y no se

APÉNDICE 3

DEFINICIONES RELATIVAS AL TRATAMIENTO TERMOMECAÁNICO DEL ACERO

El tratamiento termomecánico es un procedimiento de conformado en caliente en el que la variación temporal de la temperatura y la deformación se controla con el fin de conseguir un determinado estado del material y de este modo unas determinadas propiedades del mismo.

El tratamiento termomecánico se divide en los siguientes procedimientos:

Conformado de normalización

El conformado de normalización (1) es un tratamiento termomecánico en el que la deformación final se lleva a cabo dentro de una gama de temperatura tal, que la austenita se recristaliza completamente dando lugar a un estado del material equivalente al que se obtiene tras la normalización.

La designación de este estado de entrega es N.

Conformado termomecánico

El conformado termomecánico (1) es un tratamiento termomecánico en el que la deformación final se lleva a cabo dentro de una gama de temperatura que permite solo una pequeña recristalización de la austenita, o ninguna. El conformado final tiene lugar a una temperatura

superior a A_{r3} o entre A_{r1} y A_{r3} . El conformado termomecánico da lugar a un estado del material con determinadas propiedades del mismo. Este estado del material no se puede conseguir o reproducir con el tratamiento térmico por sí solo.

La designación de este estado de entrega es TM.

NOTA 1: El conformado termomecánico se puede combinar con el enfriamiento acelerado - enfriamiento intensivo - templado directo - y/o revenido tras el conformado. Tampoco en este caso se puede conseguir o reproducir el estado del material resultante con el tratamiento térmico por sí solo.

NOTA 2: El conformado de normalización también puede estar seguido por el enfriamiento acelerado, con o sin temple, o con temple y autorrevenido, o con bonificación. Aunque este procedimiento se aproxima más al conformado de normalización controlado que el conformado termomecánico, da lugar a un estado del material que no puede reproducirse con el tratamiento térmico por sí solo. Por eso la designación de este estado de entrega es también: TM.

(1) Para ambos términos, “conformado de normalización” y “conformado termomecánico”, el término “laminación controlada” es común. A la vista de la utilización de diferentes tipos de acero, es necesario distinguir los estados de entrega mediante términos especiales.

APÉNDICE 4

COMPARACIÓN DE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA (ANÁLISIS SOBRE COLADA)
DE TIPOS DE ACERO PARA ESTRUCTURAS, SUPONIENDO UN LÍMITE
ELÁSTICO DE 355N/mm²

Elemento (%)	S 355K2G3 conforme a EN 10 025[4]	S 355N conforme a EN 10 113-2[5]	S 355M conforme a EN 10 113-3[5]	Tipo plataforma petrolífera 355
C max	0,20	0,20	0,14	0,12
Mn max	1,60	1,65	1,60	1,60
Si max	0,55	0,50	0,50	0,50
P max	0,035	0,035	0,030	0,015
S max	0,035	0,030	0,025	0,008
Cu max		0,35		0,30
Ni max		0,50	0,30	0,40
Cr max		0,30		0,20
Mo max		0,10	0,20	0,08
V max		0,12	0,10	0,08
Nb max		0,060	0,050	0,04
Ti max		0,03	0,050	0,05
Al		0,20 min	0,020min	0,06max
N max		0,020	0,020	0,009
Sb max				0,010
Pb max				0,003
Sn max				0,020
B max				0
Ca max				0,002
CEV 1) max		0,43	0,39	0,39

$$1) \text{ Equivalente de carbono} = C + \frac{Mn}{6} + \left(\frac{Cr + Mo + V}{5} \right) + \frac{(Ni + Cu)}{15}$$

ESDEP TOMO 3 METALURGIA APLICADA

Lección 3.5: Selección de la Calidad del Acero

OBJETIVOS/CONTENIDO

Describir la selección de la calidad del acero en relación con la tenacidad.

CONOCIMIENTOS PREVIOS

Lección 3.1: Características de las Aleaciones de Hierro y Carbono

Lección 3.3.1: Introducción a las Propiedades físicas de los Aceros

Lección 3.3.2: Propiedades físicas de los Aceros

LECCIONES AFINES

Lección 3.4: Calidades y Tipos de Acero

Lección 3.6: Soldabilidad de los Aceros para Estructuras

RESUMEN

La selección de la calidad adecuada del acero para una estructura es un asunto de la

mayor importancia por lo que respecta a la seguridad y a la economía de la estructura de acero para construcciones. Esta lección repasa los procedimientos que se han propuesto con en este fin y presenta las nuevas reglas incluidas en el Anexo C del Eurocódigo 3 [1]. Todo esto expresa, en función de las condiciones de servicio extremas aplicables a la estructura, un nivel de tenacidad especificado en términos de rendimiento en el ensayo Charpy V que el acero seleccionado debe cumplir, con una temperatura de transición de 28J, por ejemplo. Se informa de numerosas comparaciones entre los resultados de distintos procedimientos que subrayan, por un lado, su coherencia y, por otro, las posibles fuentes de discrepancias entre las diversas exigencias de material determinadas mediante estos procedimientos. Estos últimos se basan en conceptos de mecánica de rotura tales como el factor de intensidad de tensión, el desplazamiento de la abertura del extremo de la fisura o el criterio de plastificación total. Como introducción se revisan en esta lección los principales aspectos de la resistencia a la rotura frágil, haciendo referencia a documentos básicos cuya consulta el lector puede considerar útil para profundizar más sobre el tema.

1. INTRODUCCIÓN

Se dan circunstancias en las que la integridad de la estructura no está gobernada por la resistencia del metal sino por otra propiedad, a saber, la tenacidad.

Estas situaciones implican generalmente la presencia de defectos en la estructura tales como fisuras o entalladuras agudas, y se ven favorecidas cuando la temperatura es baja. La existencia de cargas dinámicas es otro parámetro que aumenta el riesgo de la llamada fractura frágil.

Así pues, el ingeniero debe pensar que el concepto de estados de contorno límites y el cumplimiento de los criterios relacionados solo se pueden aplicar y resultar en un proyecto seguro si se satisfacen las condiciones previas que previenen la fractura frágil.

En circunstancias normales, no es posible emprender un análisis detallado de “adecuación al servicio” que implique sofisticados ensayos de

mecánica de rotura ya sea en la fase de proyecto, ya en la de fabricación y erección de estructuras convencionales. Para estas construcciones se han de desarrollar y especificar en códigos de edificación reglas simples que definan qué calidades de acero se han de escoger para garantizar un proyecto seguro.

Esta lección está dividida en secciones, dedicadas respectivamente a:

- Un breve repaso a la fractura frágil.
- Una revisión de los diferentes conceptos de la mecánica de rotura.
- Una presentación de los diferentes enfoques en los que se puede basar una metodología para la selección del acero.
- Una ilustración de la actual solución adoptada para el Eurocódigo 3 [1] y del trabajo planeado en este sentido en un futuro cercano bajo los auspicios del Instituto Internacional de la Soldadura (International Institute of Welding).

2. EL FENÓMENO DE LA FRACTURA FRÁGIL

Se dice que un material es en general frágil si no se puede deformar en un grado apreciable antes de romperse. Este comportamiento no implica que la resistencia a la rotura por tracción medida en una probeta lisa durante un ensayo de tracción, sea baja. Al contrario, suele observarse el fenómeno opuesto. Los tratamientos de endurecimiento destinados a incrementar la resistencia suelen ir acompañados de una degradación dramática de la ductilidad y tienden a aumentar la fragilidad.

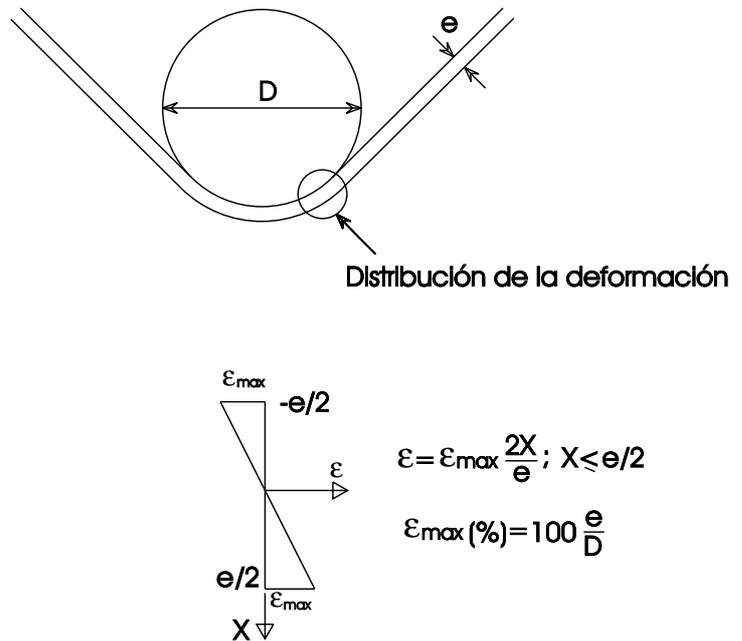
La fragilidad no es un concepto ni absoluto ni simple. Por regla general, la susceptibilidad al comportamiento frágil en un material determinado aumenta:

- Cuanto más baja es la temperatura a la que se ve expuesto.
- Cuanto más rápida es la carga a la que se somete.
- Cuanto más inestable es la distribución de tensión que experimenta.

Sobre la fragilidad influyen la ductilidad, es decir, la capacidad de un material de deformarse plásticamente, y por el endurecimiento por deformación, es decir, la propiedad de desarrollar una mayor resistencia al sufrir una deformación plástica.

La ductilidad se puede evaluar fácilmente en un ensayo de flexión en condiciones de deformación controladas, en el que el material se dobla en torno a un mandril induciéndose grandes deformaciones plásticas en las fibras externas de la probeta (figura 1). Cuanto más dúctil es el material, más pequeño es el mandril en torno al cual se puede flexionar sin romperse.

El endurecimiento por deformación se evalúa en un ensayo por tracción y se cuantifica por la pendiente del diagrama tensión-deformación en el régimen plástico, o en términos más sencillos, por la relación de la resistencia a la



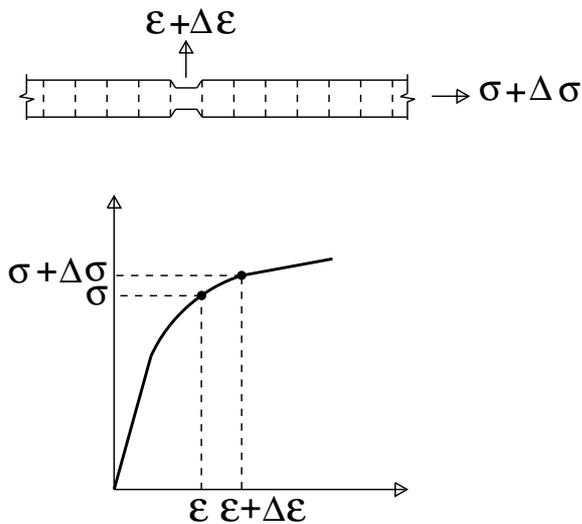
En un ensayo de plegado, todas las secciones transversales de la probeta de plegado sufren la misma distribución de deformación impuesta por puros parámetros geométricos

Figura 1 Ductilidad valorada por ensayo de plegado

tracción respecto del límite aparente de plastificación. El endurecimiento por deformación rige la cantidad de alargamiento uniforme que puede soportar un material antes de que se formen estriaciones o se rompa (figura 2).

Existe un material que no presenta ductilidad alguna y que es intrínsecamente frágil, produciendo, incluso en una situación sin defectos, un alargamiento plástico insignificante durante el ensayo de tracción, sin endurecimiento por deformación. Ese material es el vidrio.

El acero suele mostrar un comportamiento dúctil en el ensayo de tracción, siendo necesaria la presencia de algún defecto para inducir fragilidad. Este defecto puede ser una discontinuidad geométrica de bordes agudos, constituyendo un elevador de tensión ("stress raiser"), o una zona en la que las propiedades mecánicas están localmente descompensadas, como la zona afectada por el calor de una soldadura, o una zona de deformación plástica local que puede sufrir un subsiguiente envejecimiento por



En un ensayo de tracción, todas las secciones transversales de la probeta se someten a la misma carga. El endurecimiento por deformación en frío del metal ($\Delta\sigma/\Delta\varepsilon$) impide que la deformación global se concentre solo en una sección transversal y contribuye a distribuir el alargamiento uniforme en la probeta

Figura 2 Endurecimiento por deformación en frío valorado por ensayo de tracción

deformación. A menudo se presentan juntos los defectos geométricos y metalúrgicos; las soldaduras pueden sufrir una falta de penetración o contener fisuras en frío, mientras que el punzonado o cizallamiento puede generar rebabas o entalladuras. Puede inducirse así un gran efecto de fragilización.

Si la ductilidad del metal en el extremo de la entalladura fuera muy defectuosa, no habría posibilidad de enromar la entalladura por deformación plástica. El resultado sería la aparición de una fractura frágil a una carga que puede calcularse a partir de la teoría elástica lineal en función de las dimensiones del elemento, el tamaño de la entalladura y las características de ductilidad del metal.

Cuando existe cierto grado de ductilidad tiene lugar un enromado de la fisura que se refleja en un cierto grado de abertura de la misma. El comportamiento a la rotura se ve entonces muy inplastificada por la endurecimiento por deformación del metal. Si se dispone de un endurecimiento por deformación reducido, la fisura puede propagarse por el elemento a un nivel bastante constante de tensión, bien por desgarro dúctil, bien por fisuración frágil.

Se puede observar un comportamiento a la rotura diferente en un metal dúctil capaz de soportar el endurecimiento por deformación, pues la propagación del defecto tras el enromado de la fisura requiere la aplicación al elemento de una carga en aumento. Estas condiciones dan origen a una propagación estable de la fisura.

3. CONCEPTOS DE MECÁNICA DE ROTURA Y PROCEDIMIENTOS DE ENSAYO

Se han desarrollado diversos ensayos específicos para el evaluar el comportamiento a la rotura de los materiales, en condiciones de carga y configuraciones de defecto diversas. No entra en el ámbito de esta lección detallar los procedimientos de ensayo ni revisar los métodos de derivación de valores de tenacidad. Sin embargo, merece la pena enumerar los principales conceptos y tipos de ensayo, así como los supuestos en los que se basan.

A la mecánica de rotura se le ha dado un enfoque riguroso con base en la teoría lineal-elástica que lleva al bien conocido concepto del factor de intensidad de tensión K_I [2]. Este parámetro define por completo el campo de tensión en las proximidades de una fisura. La rotura se produce cuando alcanza un valor crítico, característico del material. El supuesto principal de esta teoría es la presencia de una mínima deformación plástica en el extremo de la fisura. Con el acero estas condiciones se pueden encontrar en productos muy resistentes o cuando el espesor es grande. La Tabla 1 define las ecuaciones básicas de la mecánica de rotura lineal-elástica ("Linear Elastic Fracture Mechanics" (LEFM)), junto con las condiciones de aplicabilidad.

En muchas circunstancias tiene lugar una plasticidad significativa en el frente de la fisura antes del fallo, y antes de que se inicie la rotura puede observarse una apertura de la fisura (figura 3). El concepto de desplazamiento de la apertura de la fisura ("Crack Opening Displacement" (COD)) o más exactamente (CTOD) define la amplitud de la plasticidad del extremo de la fisura en una determinada situación de tensión. La rotura se inicia cuando este parámetro alcanza un valor crítico (δ_{crit}) que es una característica del material y una medida de su tenacidad [3].

La teoría de la integral J se basa en esos mismos supuestos, pero calcula una energía de rotura específica cuyo valor es independiente del contorno de integración y una medida alternativa de la tenacidad del material [4].

Es importante señalar que los conceptos CTOD y J están pensados para evaluar situaciones en las que la rotura ocurre en la región elasto-plástica pero implica una extensión relativamente pequeña de deformación plástica en el extremo de la fisura. Para evaluar el riesgo de fallo por fractura frágil se han dispuesto medios para estimar los valores CTOD o J en una gran estructura con un defecto, en función de las cargas globales aplicadas. Estos valores estimados se comparan entonces con los valores de fallo críticos correspondientes al material pertinente. Un diagrama de proyecto bien conocido para ese análisis de adecuación a la aplicación está basado en el enfoque CTOD (figura 4).

Todos los procedimientos anteriores exigen normalmente que el producto se pruebe con todo su espesor, de modo que se deduzca un índice de tenacidad adecuado. Aunque esta condición puede implicar probetas de ensayo de dimensiones bastante grandes, no debe pensarse nunca que se obtiene una evaluación del comportamiento global a la rotura de un elemento estructural. Por lo tanto, la pertinencia de la extrapolación de los datos de ensayo para la evaluación de grandes estructuras ha de ser verificada comparando el comportamiento a la rotura calculado con el observado experimental-

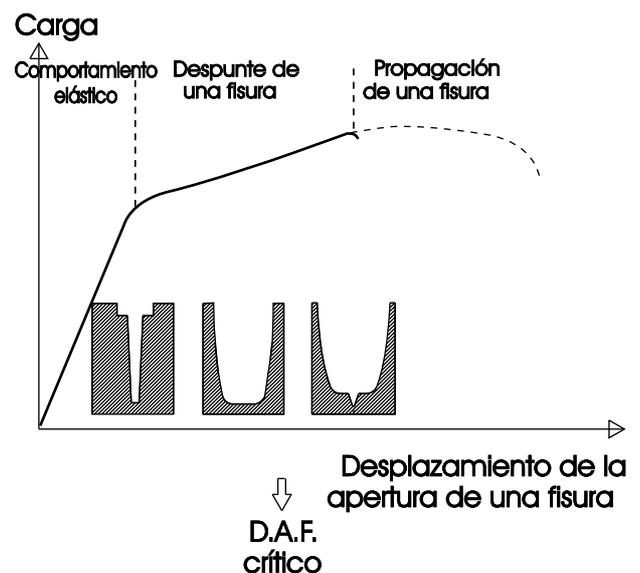


Figura 3 Desplazamiento de la apertura de una fisura

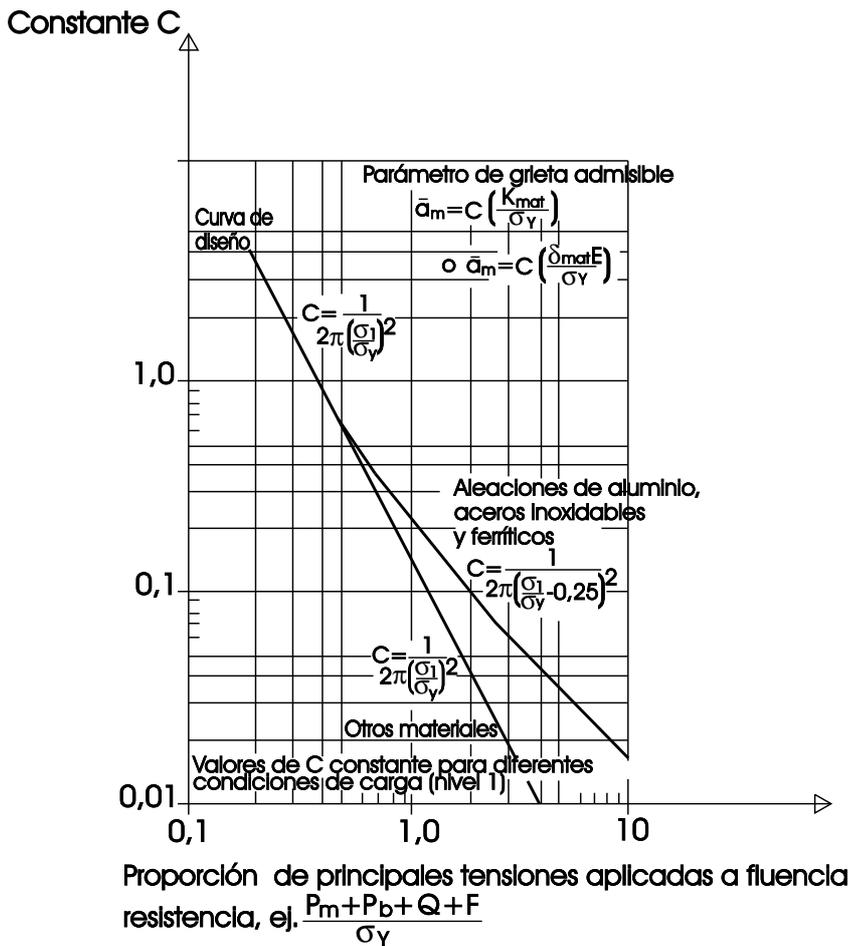


Figura 4 Curva de diseño

mente durante los ensayos en una pieza muy grande, de tamaño similar al de las piezas de la estructura real.

El ensayo de placa ancha se ha diseñado con este propósito. Implica el ensayo de tracción, quizá a temperatura reducida, de una probeta ancha (por ejemplo 1m de ancho) con fisuras a través de su espesor o superficiales intencionadas. El criterio de plastificación ofrece una evaluación conveniente del rendimiento en el ensayo de plano ancho [5]. Cuando tiene lugar la plastificación total, todas las secciones de la probeta, incluso aquéllas no afectadas por el defecto, desarrollan deformaciones plásticas de manera que el alargamiento global basta para prevenir un fallo repentino. La plastificación total asegura también que la estructura pueda alcanzar su máxima carga elástica prevista, es decir, el producto de la tensión de plastificación del

material por la sección bruta, como si no estuviera afectada por el defecto, lo cual es una ventaja obvia en cuanto a seguridad. Puede definirse una longitud crítica del defecto por encima de la cual no puede seguirse cumpliendo el criterio; solo se consigue entonces una plastificación de sección neta o una plastificación contenida. La Tabla 2 resume los conceptos principales relativos al ensayo de placa ancha.

Se dan situaciones en las que la resistencia a la rotura no se rige por la tenacidad sino por la capacidad de soporte de carga de la sección neta de la pieza afectada por un defecto. Esta situación puede darse con materiales muy dúctiles afectados por fisuras. El colapso plástico corresponde a la consecución de desplazamientos ilimitados en la sección neta cuando la carga aplicada induce una tensión en la sección neta igual a la tensión de deformación

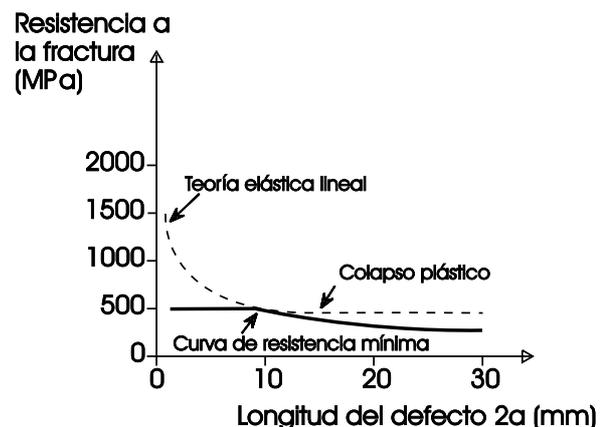


Figura 5 Interacción entre conceptos de colapso elástico lineal y plástico en el comportamiento de fractura de una chapa ancha que contenga un defecto a través del espesor

plástica del material. Puede definirse una relación S_r para expresar la seguridad contra el colapso plástico en una condición de carga dada. A veces es más conveniente utilizar como referencia la tensión de plastificación del material y pensar en términos de carga de deformación plástica. Se toma entonces en consideración una relación L_r . La Tabla 3 define los parámetros.

Aunque los supuestos asociados con la mecánica de rotura lineal-elástica y el colapso plástico conducen a unos mecanismos de rotura muy opuestos, ambos conceptos pueden realmente aplicarse al mismo material e incluso a la misma estructura, dependiendo del tamaño del defecto. La figura 5 muestra esta situación en el ejemplo sencillo de una placa ancha con defecto en su espesor. Con defectos de pequeño tamaño la menor resistencia a la rotura viene

dictada por conceptos de colapso, mientras que con defectos de mayor tamaño la menor resistencia a la rotura se obtiene de la teoría lineal-elástica.

Este comportamiento interactivo es la base del enfoque de doble criterio desarrollado por CEGB¹ en 1976, y conocido como procedimiento **R6**, cuya más reciente tercera revisión está actualmente bien desarrollada [6]. En un diagrama de estimación de fallo ("Failure Assessment Diagram" (FAD)) se expresa el riesgo de fallo en un espacio bidimensional, utilizando como abscisa el parámetro S_r o L_r y una variable K_r como ordenada. K_r es la relación entre los factores de intensidad de tensión aplicados y críticos K_I . Las condiciones seguras e inseguras están discriminadas por una curva que cuantifica la interacción. En la Tabla 4 se resumen los principales aspectos de este método.

¹ Central Electricity Generating Board, United Kingdom

4. METODOLOGÍAS PARA LA SELECCIÓN DEL ACERO

Las propiedades de tenacidad de los aceros para estructuras se clasifican generalmente en normas de materiales tales como las nuevas EN 10025 [7] y EN 10113 [8], en términos de rendimiento en el ensayo Charpy V. Mientras que para diferentes temperaturas de ensayo se pueden definir niveles de energía absorbida, una característica simple y clásica que se encuentra a menudo es la temperatura de transición en el nivel 28J: TK28².

Cualquier metodología para la selección de acero aplicable a los tipos de acero estandarizados debe comprender las siguientes fases:

- Una definición de las condiciones de servicio extremas a las que referir la resistencia a la rotura de una estructura, es decir, tamaño del defecto, modalidad de carga (estática o dinámica) y nivel de tensión interna o externa.
- Un método de análisis de rotura que dé como resultado las exigencias de tenacidad en función de las condiciones anteriores.
- Una relación entre las exigencias de tenacidad y una temperatura o energía de transición en el ensayo Charpy V.

A continuación se revisan los diferentes métodos disponibles.

4.1 El método francés

Este procedimiento lo diseñó Sanz y colaboradores de IRSID a finales de los setenta, fue elaborado

por un grupo de trabajo de ATS³ y publicado en 1980 [9].

Está basado en una serie de relaciones experimentales entre temperaturas de transición en K_{IC} y ensayos Charpy V, ilustradas en la figura 6, reproducción de la publicación original.

El análisis del riesgo de fractura frágil se basa en la mecánica de rotura lineal-elástica, y las exigencias de tenacidad se deducen de acuerdo con esta teoría. En el documento se subrayan algunas modificaciones que se introdujeron con fines de simplificación y cuyo resultado fueron unos supuestos más conservadores.

Un aspecto peculiar del método radica en el hecho de que los tamaños de los defectos se definen en relación con el espesor de chapa, para ajustarse a las condiciones de deformación plana y asegurar así la aplicabilidad de un método LEFM.

En la Tabla 5 se resumen las principales fases implicadas en la definición y aplicación del método SANZ. La fórmula final que conduce a la definición de la calidad del acero en términos de un índice TK28 tiene en cuenta la temperatura de servicio y el grado de deformación al que puede estar expuesta la estructura, así como la dispersión en las relaciones experimentales.

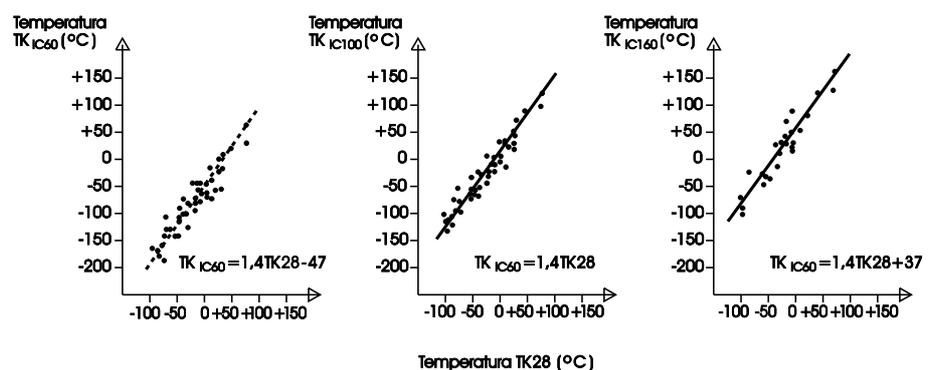


Figura 6 Ejemplo de relaciones francesas entre K_{IC} y TK 28

² Puede tenerse en cuenta un nivel ligeramente diferente, como 27 J, resultado de la conversión de 2,8 kgm en Julios.

³ Association Technique de la Sidurgie

En la figura 6 se ilustran algunas predicciones de la temperatura de transición necesaria en el nivel 28J de Charpy V, tratándose de una estructura que funciona a una temperatura de servicio mínima de 0°C y cargada posiblemente hasta la tensión de plastificación del material, con un grado de deformación bajo ($\dot{\epsilon} = 0,1s^{-1}$).

4.2 El método británico

Este método, concebido por George en el Reino Unido, se propuso por vez primera al

Instituto Internacional de Soldadura en 1979 [10].

Se basa en un análisis elasto-plástico de la resistencia a la rotura mediante la curva de diseño CTOD, para una estructura con un defecto superficial de 0,2 veces el espesor de la chapa, en un campo con un nivel elevado de tensiones residuales y cargado con 0,67 veces la tensión de plastificación. La calidad del acero se define en términos de energía Charpy V requerida a la temperatura de servicio, suponiendo una relación entre esta energía y el valor CTOD crítico. La fórmula así deducida se contrastó con los resultados de ensayos de placa ancha y la experiencia práctica.

La Tabla 7 muestra los principales supuestos en que se basa el método y las relaciones matemáticas deducidas.

En la Tabla 8 figuran las exigencias de tenacidad referidas a una serie de tipos y espesores de acero.

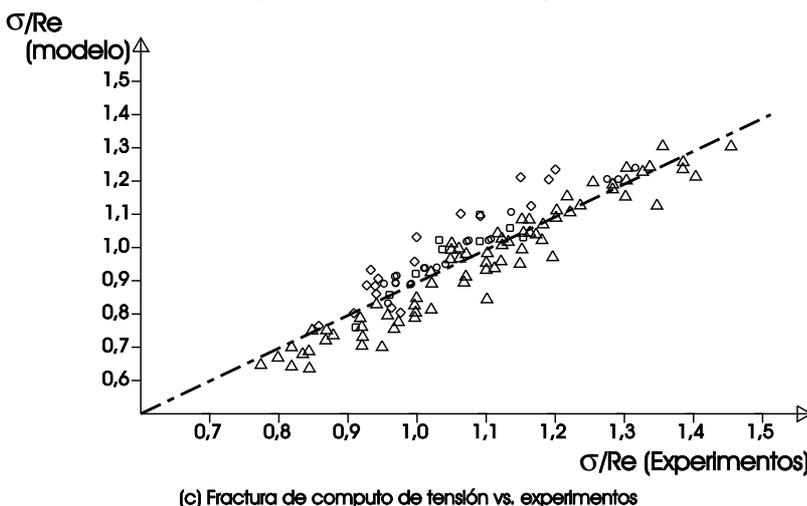
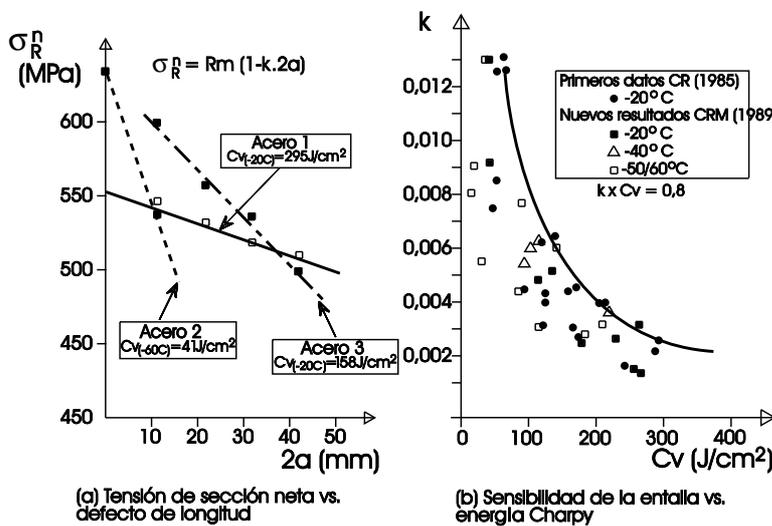


Figura 7 Cifras básicas del modelo belga

⁴ Para expresar o bien una resistencia a la rotura absoluta, o un valor racionalizado en términos de tensión de plastificación del metal de base.

ro en función del tamaño del defecto, en términos de una función lineal descendente cuya ordenada equivale precisamente al principio a la resistencia a la tracción del metal, y cuya pendiente es inversamente proporcional a la tenacidad expresada por la energía Charpy V. La figura 7 ilustra estas relaciones. La tensión de rotura neta se convierte entonces en tensión de sección bruta utilizando el ancho de la probeta como parámetro corrector. En esa fase el tamaño crítico del defecto, de acuerdo con el criterio de plastificación total, se calcula como la raíz positiva menor de una ecuación de segundo orden.

En la Tabla 9 se enumeran las principales reglas del modelo desarrollado originalmen-

te para documentar el comportamiento a la fractura del metal de base, y extendido más tarde a la evaluación de chapas anchas soldadas a tope. En este último caso, los valores locales de resistencia a la tracción y de tenacidad del metal en el extremo de la fisura se tienen en cuenta utilizando probetas Charpy con la raíz de la entalladura colocada o bien en el metal de aportación, o en la zona afectada por el calor. Se llevan a cabo mediciones de dureza y se convierten en el apropiado R_m , cuando este parámetro no se puede deducir directamente de un ensayo de tracción. Para chapas base o soldadas, la tensión de plastificación empleada en las fórmulas es siempre la del metal de base, lejos de la fisura.

5. METODOLOGÍA ADOPTADA EN EUROCÓDIGO 3

El método para la selección de acero adoptado en el Eurocódigo 3 [1] es el resultado de la combinación y síntesis de los conceptos propuestos en el método francés y las recomendaciones de CEBG [6]. El procedimiento del Eurocódigo está descrito en recientes publicaciones [12, 13] y puede resumirse como sigue:

Este método considera tres condiciones de tensión alternativas (S1, S2, S3), un grado de deformación de dos niveles posibles (R1, R2) y dos consecuencias del fallo (C1, C2) que permiten respectivamente distinguir:

- (a) Tensiones mayores o menores, elementos monolíticos o uniones soldadas, estructuras de tensiones atenuadas o en estado bruto de soldadura, efectos más o menos intensos inducidos por concentradores de tensión.
- (b) Condiciones de tensión cuasiestáticas o rápidas que corresponden, por un lado, a cargas permanentes, acciones del viento, olas o tráfico y, por otro, a impactos, explosiones, colisiones.
- (c) O bien roturas que no conllevan más que un daño local y no afectan a la vida de las personas ni a la estabilidad de la estructura en su conjunto, o fallos cuya aparición local implica unas consecuencias desastrosas para la resistencia global de la estructura o supone un riesgo para la seguridad de las personas.

El diagrama de estimación del fallo conforme al método R6 Rev. 3 [6] que se tiene en cuenta, es el que corresponde a la llamada opción 2 que

toma en consideración el diagrama real tensión-deformación del acero⁵. La figura 8 ilustra este diagrama, que en el Eurocódigo 3 termina en una abscisa cuyo valor es la unidad [1].

Se supone entonces que la estructura puede contener defectos superficiales semielípticos cuyo tamaño es proporcional al logaritmo natural del espesor (profundidad = $\ln t$, longitud = $5 \cdot \ln t$).

Los valores K_r críticos se deducen del diagrama de estimación del fallo tras calcular el L_r pertinente para las diferentes condiciones de tensión. De este modo se puede definir sin dificultad la tenacidad necesaria K_{IC} que el material debe mostrar a la temperatura de servicio pertinente.

La conversión de esta exigencia a una temperatura de transición Charpy V TK28 se lleva finalmente a cabo de acuerdo con el procedimiento francés.

La Tabla 10 resume los aspectos importantes de las sucesivas deducciones. Subraya el hecho de que la aplicación estricta de este proce-

Método R6 - CEBG - Revisión 3

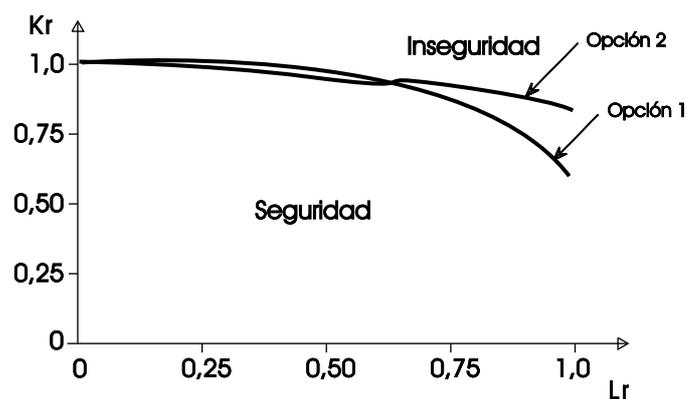


Figura 8 Diagrama de valoración de fractura utilizada en el Eurocódigo 3 (Opción 2)

⁵ La opción 1 supondría que la curva de tracción del acero pertinente no está disponible y conduciría a una curva más conservadora.

dimiento en una situación dada exigiría primero un análisis de rotura detallado de acuerdo con el método de doble opción, para deducir el nivel necesario de tenacidad exigido al material en términos de un factor de intensidad de tensión crítica, expresado aquí como K_{mat} . Un análisis así, que debe incluir las respectivas contribuciones de las tensiones mecánicas y residuales, así como el factor de corrección para la plasticidad del extremo de la fisura generada por la tensión residual, tendría que llevarse a cabo cuidadosamente de acuerdo con un procedimiento bien documentado, como el que establece la Norma Británica PD 6493 [14]. El factor de intensidad de tensión crítica a la mínima temperatura de servicio prevista debe haberse convertido a una temperatura de transición 28J de una probeta Charpy. Se siguen aquí las reglas definidas por el método francés [9] para tener en cuenta los efectos del espesor y del grado de deformación, así como la dispersión en la relación que une T_{KIC} y $TK28$.

El anterior procedimiento deben aplicarlo únicamente especialistas en la mecánica de rotura. Por otro lado, las reglas incluidas en el Eurocódigo 3 tienen que ser aplicadas por proyectistas que requieren una formulación más conveniente. Con este fin en mente, los autores de las actuales reglas del Eurocódigo 3 han analizado un número limitado de casos simulando las diversas condiciones de carga para diferentes espesores de chapa, para deducir, tras un análisis estadístico, una formulación sencilla de las reglas. Los parámetros de estas reglas para una aplicación práctica se enumeran en la Tabla 11.

Como ilustración de esas reglas, las tablas 12 y 13 enumeran una serie de exigencias para distintos valores de tensión de plastificación y espesor, en correspondencia con las condiciones de carga S1, S2 y S3, así como las consecuencias del fallo C1 y C2.

6. ACTUAL CATEGORÍA DE LAS REGLAS DEL EUROCÓDIGO 3

El establecimiento de una base común para la selección del acero, aplicable internacionalmente como sustituto de las reglas nacionales existentes, es una tarea difícil. La unificación de un conjunto de especificaciones divergentes da lugar a nuevas reglas más o menos restrictivas que las definidas en uno u otro código nacional. Por un lado, puede surgir cierta preocupación respecto a la fiabilidad de las nuevas reglas en relación con un proyecto seguro, mientras que, por otro, se criticará un elevado grado de conservacionismo responsable de dañar la competitividad económica de las estructuras de acero para la construcción.

Las actuales reglas contenidas en el Eurocódigo 3 [1] tienen una categoría informativa. Para fomentar lo más posible el concepto de reglas unificadas para la selección del acero, se

ha establecido una cooperación entre el Comité CEN/TC 250/SC3 del Eurocódigo 3 y el Instituto Internacional de Soldadura, que estudiará el problema sobre una base multidisciplinar coordinada por la Comisión X⁶, con el apoyo de la Comisión IX⁷. En la asamblea anual del IIW de 1992 se presentó en este sentido un artículo introductorio preparado por el Profesor Burdekin, Presidente de la Comisión X [15].

Para contribuir al debate planteado sobre esta importante cuestión, se han llevado a cabo comparaciones entre las exigencias de tenacidad derivadas de los diferentes métodos mencionados en este texto, que se presentan a continuación.

⁶ Tensiones residuales y liberación de tensiones. Fractura frágil.

⁷ Comportamiento del metal sometido a soldadura.

7. COMPARACIÓN DE LAS ESPECIFICACIONES DERIVADAS DE DIVERSOS MÉTODOS

Los métodos disponibles para seleccionar el acero difieren en varios aspectos: uno de los más evidentes es la forma en que la exigencia Charpy puede expresarse, o bien como temperatura de transición, o como nivel de energía. Para hacer comparaciones entre estos métodos son necesarias fórmulas de conversión.

Otro factor de divergencia es la definición del tamaño del defecto en función del espesor de la chapa. Cuando se intenta comparar las diversas exigencias se han de tener en cuenta estas diferencias.

Sin embargo, la mayor diferencia entre los diferentes métodos puede surgir de los supuestos concernientes a la definición del modelo de rotura. Mientras que el método francés se basa en un análisis puramente lineal-elástico, el británico y el belga suponen un comportamiento de la estructura elasto-plástico y totalmente plástico, respectivamente. Otra fuente de discrepancia podría surgir del hecho de que los métodos disponibles se crearon en diferentes momentos y

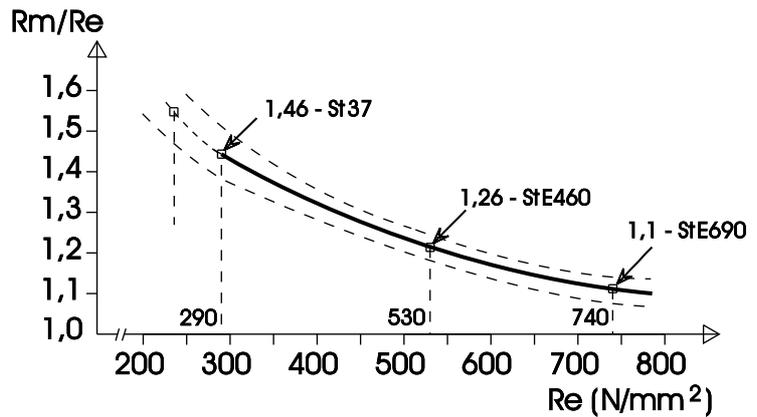


Figura 10 Relación entre Rm/Re y Re según Dahl

por lo tanto se regularon según poblaciones de aceros que podrían diferir mucho en términos de composición química y método de procesamiento.

Una consecuencia importante que podría emanar de los ejercicios comparativos es pues la verificación de si los distintos conceptos que rigen los métodos existentes son capaces de generar conclusiones coherentes o si, por el contrario, dan lugar a resultados contradictorios. Está claro que si se diera esta última situación no se podría confiar demasiado en esos modelos. Su importancia estaría restringida al limitado conjunto de condiciones y a la generación de aceros que se emplearon durante su formulación.

Si de los diversos modelos se pueden deducir especificaciones coherentes se otorgaría una nueva dimensión al problema, ya que no solo se incrementaría la fiabilidad global de las especificaciones sino que se podrían documentar mejor las fuentes de desviaciones menores.

Un paso significativo para subrayar la posible coherencia de las especificaciones basadas en Charpy V lo dio de Meester, quien en 1986 presentó comparaciones valiosas entre los métodos francés y británico [16]. La figura 9 reproduce una ilustración de ese trabajo.

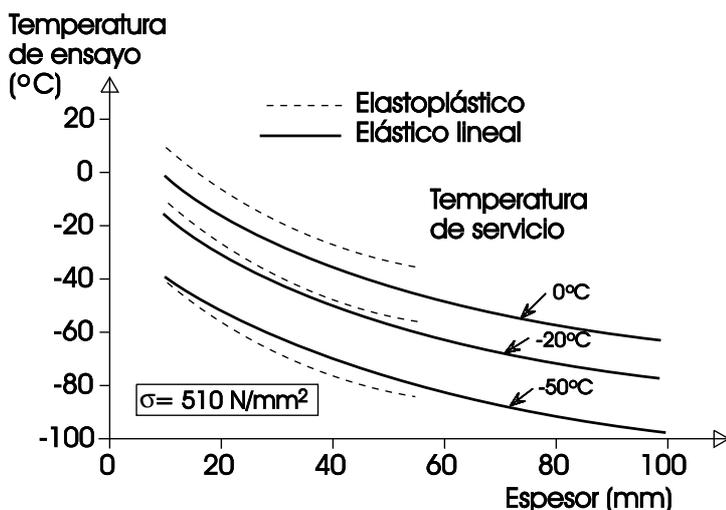


Figura 9 Comparaciones entre modelos franceses y británicos por B. de Meester

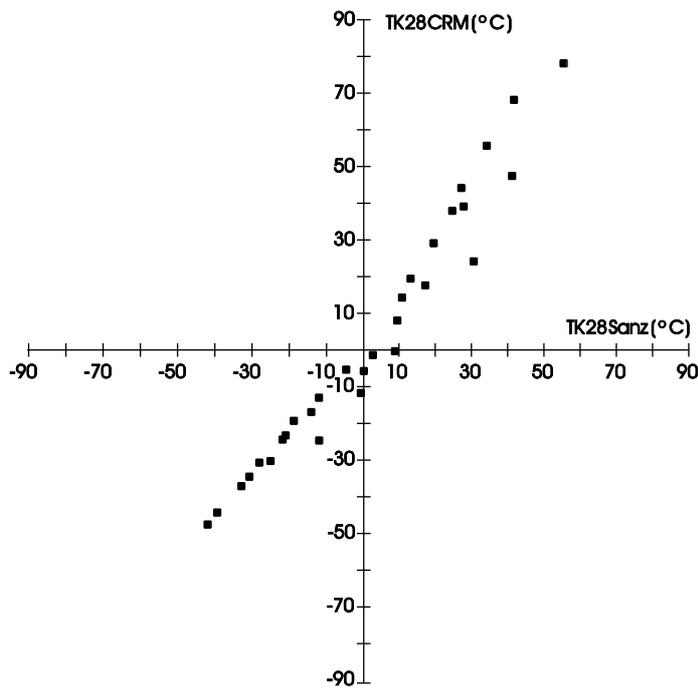


Figura 11 Comparación entre los modelos belga y francés

Se puede utilizar un método similar para ampliar esta evaluación a otras metodologías. Se recordará que algunos procedimientos expresan la tenacidad necesaria en términos de temperatura de transición, mientras que otros requieren un nivel de energía a la temperatura de servicio. En estos casos son necesarios por tanto medios de conversión. La Tabla 14 reproduce las ecuaciones adoptadas en [16] sobre la base de comparaciones extensivas dadas a conocer en los años setenta [17].

Para hacer comparaciones con el método belga es necesaria más información, pues este procedimiento exige como parámetro de entrada la relación de la tensión de tracción respecto de la tensión de plastificación del acero pertinente. Este parámetro depende, entre otras cosas, del método de procesamiento sufrido por el material. No puede por tanto definirse un valor característico para un tipo de acero dado. Sin embargo, pueden tenerse en cuenta valores típicos sobre una base estadística, en función de la tensión de

plastificación garantizada, como los que ilustra la figura 10 propuestos por Dahl y sus colaboradores [18]. Una relación así es la utilizada en el presente análisis para establecer las comparaciones necesarias. Teniendo en cuenta que las chapas más gruesas presentan generalmente una relación R_m/R_e más elevada que los productos más delgados, los datos correspondientes al límite inferior o aquellos más próximos a la parte superior de la relación de la figura 10 se seleccionan dependiendo del espesor.

La Tabla 15 enumera las exigencias de tenacidad obtenidas con el método belga, aplicado con los mismos tamaños de defecto que los considerados en el procedimiento francés (ver Tabla 6). En la figura 11 se comparan las temperaturas de transición TK28 exigidas por ambos métodos, subrayándose la coherencia de las especificaciones respectivas sobre todo en el importante campo de las tem-

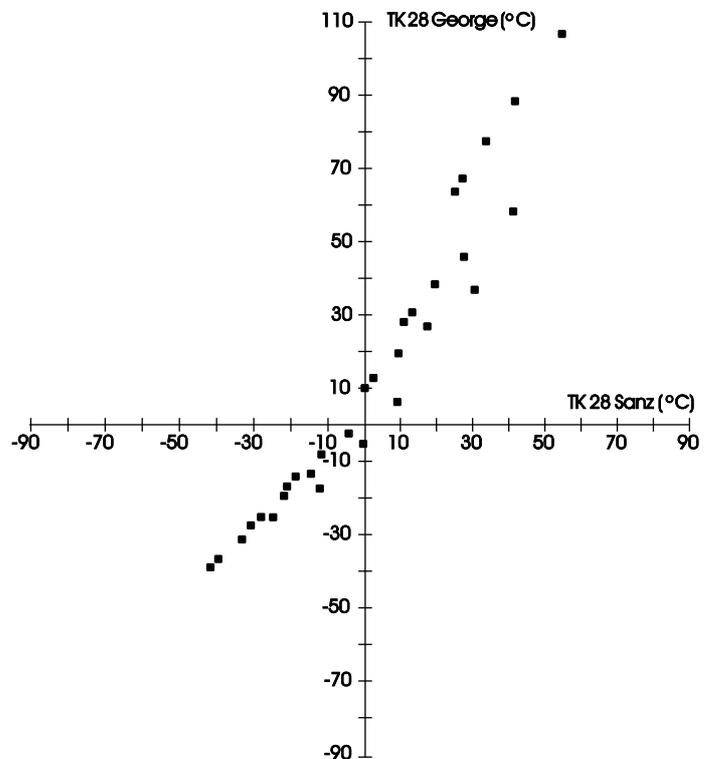


Figura 12 Comparación entre los modelos francés y británico

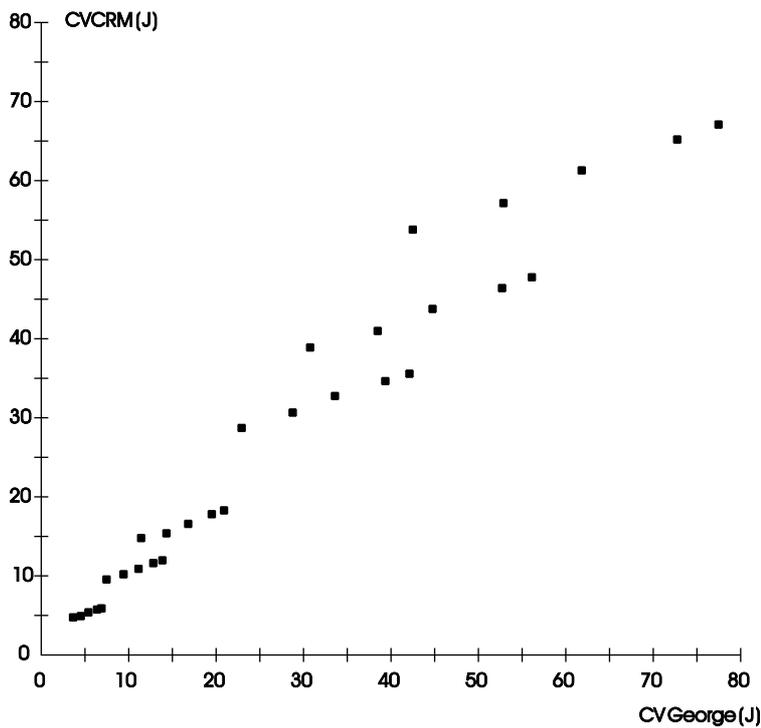


Figura 13 Comparación entre los modelos británico y belga

Se llega a una conclusión similar cuando se comparan genéricamente, sobre la base de un mismo tamaño del defecto, las reglas británicas con el procedimiento belga. Teniendo en cuenta, sin embargo, que el modelo de George supone una tensión prevista de solo 2/3 de la tensión de plastificación, y aplicando este nivel de tensión en el modelo CRM, se obtendrían unas exigencias muy coherentes entre ambos métodos. Esto se pone de manifiesto en la figura 13, elaborada con datos extraídos de las tablas 8 y 16.

Las exigencias derivadas de las actuales reglas del Eurocódigo se comparan a las derivadas de las reglas francesas utilizando los datos enumerados en la Tabla 6, con la Tabla 17 (condición de carga S1 y de fallo C1) y la Tabla 18 (condición de carga S3 y de fallo C2). Es importante apuntar que, por razones de coherencia respecto al

peraturas de transición negativas, que representan las condiciones más severas que ha de satisfacer el material.

En la figura 12 se ofrece una comparación de los métodos francés y británico, empleando datos generados en las tablas 6 y 8. De nuevo las especificaciones de ambos modelos son coherentes. Se observará sin embargo que el procedimiento francés toma en consideración menores tamaños del defecto (en función del espesor) que el método británico, por ejemplo 8 mm frente a 12 mm para un elemento de 30 mm de espesor. Esto significa que, para el mismo tamaño del defecto, el análisis de rotura elasto-plástico desarrollado por George sobre la base de la curva de diseño y las relaciones Charpy COD daría unas exigencias de tenacidad del acero que de algún modo serían menos rigurosas que las definidas por el método lineal-elástico de Sanz y las relaciones T_{KIC} -TK28.

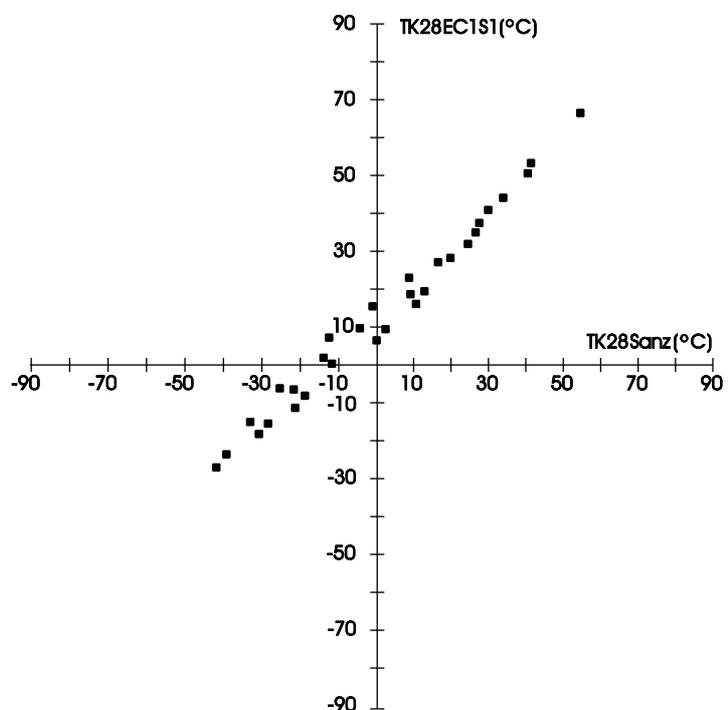
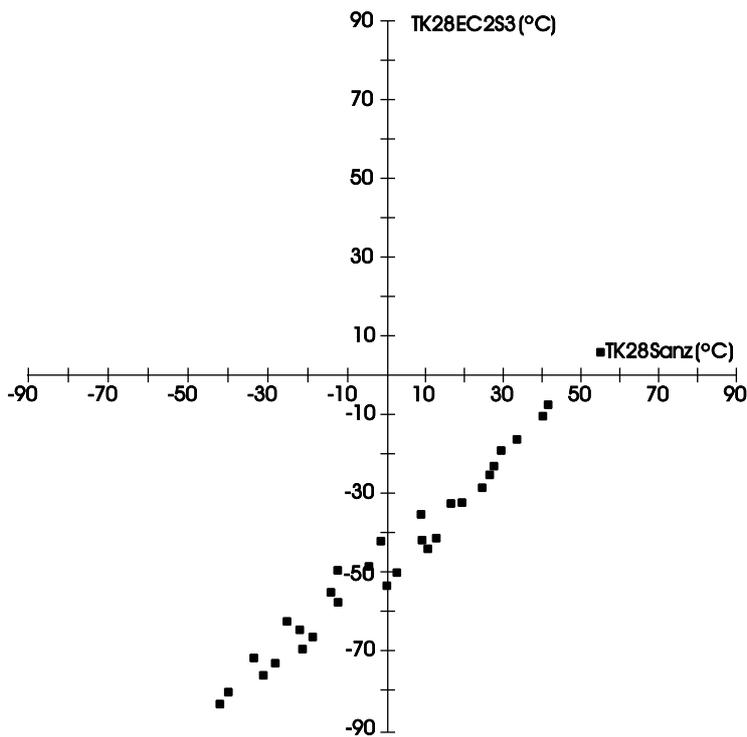


Figura 14 Comparación entre los Eurocódigos S1C1 y el modelo francés para el índice de tensión 0,1/5



grado de deformación, se ha adoptado el mismo valor de $0,1s^{-1}$ para todos los procedimientos⁸. Las figuras 14 y 15 ilustran el hecho de que, dependiendo de las condiciones de carga y de las consecuencias del fallo, las reglas del Eurocódigo 3 son o bien menos rigurosas, o por el contrario, significativamente más severas que las especificaciones de la norma francesa de la que en parte se derivan.

Figura 15 Comparación entre Eurocódigos S3C2 y el modelo francés para índice de tensión $0,1/s$

⁸ El valor de grado lento de deformación $0,1s^{-1}$ no está actualmente estandarizado en las reglas del Eurocódigo 3, pues solo se tienen en cuenta grados cuasiestáticos ($0,001s^{-1}$) y dinámicos ($1s^{-1}$). No obstante, se consideró interesante centrar esta comparación en valores intermedios próximos a los grados de deformación reales aplicados en muchos ensayos de laboratorio de rotura en régimen elasto-plástico.

8. DEBATE

Los ejercicios comparativos de los que se ha hablado anteriormente han demostrado que, aunque se derivaron de supuestos básicos y conceptos de rotura muy diferentes, y se validaron en diferentes períodos sobre diferentes calidades y generaciones de acero, los modelos francés, británico y belga dan como resultado exigencias Charpy coherentes. Esta acuerdo se alcanza cuando los procedimientos se comparan entre sí sobre una base cuidadosamente equilibrada, es decir, adoptando el mismo tamaño del defecto en función del espesor de la chapa y el mismo nivel de tensión. El grado de deformación es un factor importante, parámetro explícito en el método francés pero no en ninguno de los otros. Sin embargo, el método belga sí que tiene en cierto modo en cuenta este efecto a través de la relación tracción-plastificación, que está influenciada por la sensibilidad del material al grado de deformación. Todas las comparaciones con el modelo francés se llevaron a cabo con un grado de deformación lento de $0,1s^{-1}$, con vistas a una mayor coherencia. Sin embargo, está claro que la sensibilidad al grado de deformación puede variar, no solo en función del tipo de acero, sino también de acuerdo con el método de procesamiento aplicado o la composición química. Este parámetro merecería ciertamente documentarse mejor para

optimizar las reglas de selección del acero en ciertas aplicaciones que implican efectos dinámicos.

Se han identificado las fuentes principales de una posible divergencia entre las reglas existentes. Muchas especificaciones están basadas en sus principios relativos a la evolución del defecto admisible en función del espesor del elemento y el estado y nivel dominantes de la tensión. El resultado es la definición de exigencias más o menos rigurosas. Esta situación perturba y confunde cuando el procedimiento que ha de seguir el fabricante no está adecuadamente documentado en esos términos, o cuando las fases de cálculo son complicadas y difícilmente ofrecen la posibilidad de llevar a cabo un análisis paramétrico siquiera limitado.

Unas reglas simples que comprendan modelos claramente definidos y basados en tratamientos matemáticos rigurosos, desarrollados idealmente en fórmulas analíticas, deberían ser la elección preferida para establecer criterios de selección del acero. Por otro lado, las metodologías complejas que implican conceptos avanzados de análisis de rotura pueden ser engañosas, pues o bien su aplicación práctica sería demasiado difícil, o la simplificación del procedimiento resultaría en un incumplimiento de reglas básicas de la mecánica de rotura.

9. COMENTARIO DE LAS ACTUALES REGLAS DEL EUROCÓDIGO 3

Las reglas del Eurocódigo 3 se han revisado, al igual que la filosofía que prevaleció en su desarrollo. Las comparaciones con el modelo francés, en el que en parte se basan, revelan un acuerdo global en una gran gama de temperaturas de transición, junto con la posibilidad de variar ampliamente las exigencias dependiendo de las condiciones de tensión (3 niveles), el grado de deformación (2 condiciones) y las consecuencias del fallo (2 condiciones): las tablas 12 y 13 muestran que entre las condiciones S1R1C1 y S3R2C2 la diferencia en las temperaturas exigidas TK28 es igual o superior a 90°C.

Estas reglas requieren todavía mejorarse y necesitan ser discutidas en un gran foro de especialistas. La cooperación del Instituto Internacional de Soldadura en esta tarea dará una dimensión mundial al reto de unificar las reglas para la selección del acero. En la asamblea anual del IIW de 1992 se formularon propuestas iniciales para afrontar el problema de un modo coordinado.

Puede ser interesante en este sentido cuantificar de un modo general cómo cada uno de los modelos disponibles explica las variacio-

nes del espesor de la chapa o de la tensión de plastificación del acero en las exigencias TK28, quedando el resto de factores sin modificar. Una cuestión importante en la práctica es evaluar las ventajas de aplicar, en un determinado tipo de estructura, aceros altamente resistentes de espesores más delgados como alternativa a los tipos convencionales de secciones gruesas. Con este propósito, las exigencias TK28 enumeradas en las diversas tablas 6, 8, 12, 13 y 15 se han correlacionado mediante análisis de regresión lineal con el espesor y la tensión de plastificación, con el fin de deducir la siguiente fórmula para cada modelo:

$$TK28 = a - b.e - c.Re$$

Se dedujeron los siguientes coeficientes b y c:

Modelo francés	b = -0,64	c = -0,12
Modelo británico	b = -0,99	c = -0,12
Modelo belga	b = -0,85	c = -0,13
Modelo Eurocódigo	b = -0,54	c = -0,15

Estos valores indican que las reglas francesas, británicas y belgas parecen más favorables para la adopción de aceros de mayor resistencia y menor espesor que las especificaciones Eurocódigo.

10. RESUMEN FINAL

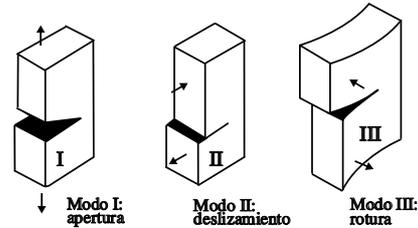
- Se pueden deducir exigencias coherentes, en términos de temperatura de transición en el ensayo Charpy, de cualquiera de las tres metodologías nacionales para la selección del acero, cada una de las cuales incorpora conceptos diferentes de comportamiento o análisis de rotura, se estableció en diferentes períodos y se validó con diferentes tipos o generaciones de aceros.
 - Las discrepancias que pueden surgir son más el resultado de los diferentes principios que se han adoptado para la definición del nivel de tensión, factores de seguridad o tamaño del defecto.
 - Mediante la unificación sobre una base europea o internacional más amplia, los criterios para la selección del acero se verían promovidos por un análisis mayor de los modelos disponibles y el aprovechamiento de su coherencia.
-

11. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Eurocode 3: "Design of Steel Structures": ENV 1993-1-1: Part 1.1, General rules and rules for buildings, CEN, 1992.
- [2] Brock, D., Elementary engineering fracture mechanics, Martinus Nijhorff Publishers, 1987.
- [3] Garwood, S. J., A crack tip opening displacement (CTOD) method for the analysis of ductile materials, ASTM STP 945, June 1985.
- [4] Rice, J. R., A path independent integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks, Trans. ASME, J. Appl. Mech. 1968, 35 379-386.
- [5] Soete, W. and Denys, R., Evaluation of butt welds based on a strain criterion, Revue de la Soudure, Lastijd schrift, No. 4, 1975.
- [6] Milne, I., Ainsworth, R. A., Dowling, A. R., Stewart, A. T., Assessment of the integrity of structures containing defects, CEBG document R/H/R6 - Revision 3, May 1986.
- [7] EN 10025: Hot Rolled Products of Non-alloy Structural Steels and their Technical Delivery Conditions, British Standards Institution, 1990.
- [8] EN 10113-1: Hot Rolled Products of Weldable Fine Grain Structural Steels Part 1: General Delivery Conditions, British Standards Institution, 1993.
- ENV 10113-2: Hot Rolled Products of Weldable Fine Grain Structural Steels Part 2: Delivery Conditions for Normalized/Normalized Rolled Steels, British Standards Institution, 1993.
- ENV 10113-3: Hot Rolled Products of Weldable Fine Grain Structural Steels Part 2: Delivery Conditions for Normalized/Normalized Rolled Steels, British Standards Institution, 1993.
- [9] Sanz, G., Essai de mise au point d'une mthode quantitative de choix des aciers vis-á-vis du risque de rupture fragile, Revue de Mtallurgie - CIT, Juillet 1980.
- [10] George, M., A method for steel selection, Document IIW-IXF.
- [11] Defourny, J., D'Haeyer, R., Leroy, V., A metallurgical approach of the parameters affecting the fracture behaviour of base metal and welded components, IIW document IX-1607-90/X-1206-90.
- [12] Sedlacek, G., Bild, J., Hensen, W., Background document for Chapter 3 of Eurocode 3 "Design Against Brittle Fracture", Aachen 1990.
- [13] Brozzetti, J., Sedlacek, G., Hensen, W., Fondements des regles de l'Eurocode 3 en vue de se garantir du risque de rupture fragile, Construction Mtallique, no. 1, 1991.
- [14] Guidance on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures, PD6493: 1991, BSI.
- [15] Burdekin, F. M., Materials selection for welded structural steelwork in Engineering Design in welded constructions, Pergamon Press, 1992.
- [16] de Meester, B., The brittle fracture safe design of welded constructions, Welding in the world.
- [17] Sanz, G., La rupture des aciers, fascicule 2, Collection IRSID OTUA.
- [18] Dahl, W., Hesse, W., Krabiell, A., Zur WVerfestigung von Stahl und dessen Einfluß auf die Kennwerte des Zugversuchs; Stahl und Eisen 103 (1983), Heft 2, Seite 87-90.

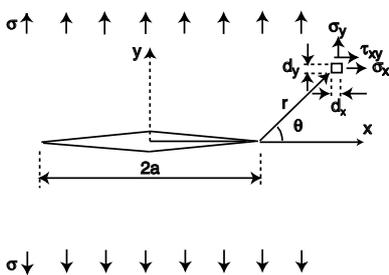
Tabla 1 Mecánica de rotura lineal-elástica

Tres modos de carga en el extremo de la fisura:



El campo de tensión en torno a la fisura está definido por un parámetro K:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \text{ en modo I}$$



Chapa infinita: $K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$

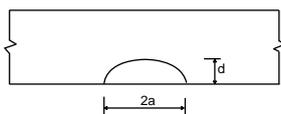
Chapa finita de anchura W:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \left(\sec \frac{\pi a}{W} \right)$$

Fisura en espesor en modo I

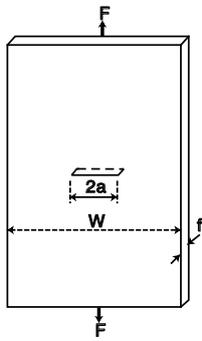
Fisura semielíptica:

$$K_I = 1,12\sigma \sqrt{\frac{\pi a}{\phi^2 - 0,212 \left(\frac{\sigma}{R_e} \right)^2}}$$



$$\phi = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - \frac{c^2 - a^2}{c^2} \sin^2 \varphi} d\varphi - \frac{3\pi}{8} + \frac{\pi}{8} \frac{a^2}{c^2} \phi$$

Tabla 2 Conceptos asociados con el ensayo de plano ancho



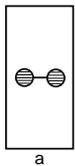
Tensión de sección bruta:

$$\sigma_b = F / (W \times t)$$

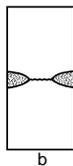
Tensión de sección neta:

$$\sigma_n = F / [(W - 2a) \times t]$$

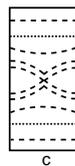
$$\sigma_b = \sigma_n \left(1 - \frac{2a}{W} \right)$$



Fluencia contenida

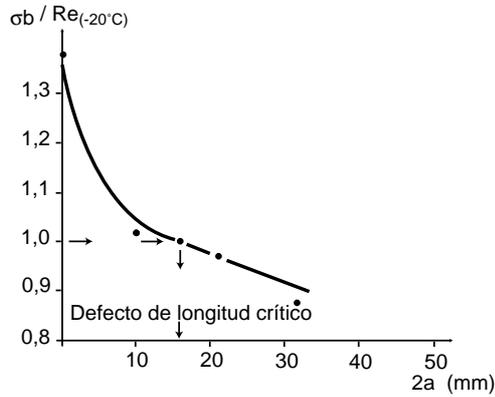


Fluencia general
(no fluencia sección)



Fluencia completa
(fluencia sección bruta)

Plastificación total: $\sigma_b = R_e$
 Plastificación general: $\sigma_n = R_e$

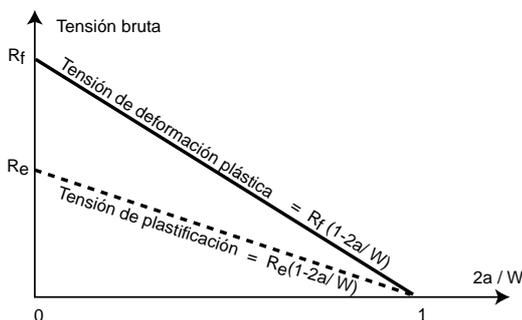


Determinación de la longitud crítica del defecto a plastificación total. Se llevan a cabo distintos ensayos de plano ancho, a la misma temperatura pero con diferentes tamaños de fisura.

Tabla 3 Concepto de colapso plástico

De acuerdo con el concepto de colapso plástico, la resistencia de soporte de carga de una estructura con un defecto, es igual al producto de la tensión de deformación plástica por la sección neta.

El diagrama siguiente representa la tensión bruta en el colapso plástico, en una chapa con un defecto en espesor en función de la relación $2a/W$ (longitud del defecto respecto de la anchura de la chapa).



R_e : tensión de plastificación del material

R_f : tensión de deformación plástica del material

R_m : resistencia del material a la tracción

$$R_e < R_f \leq R_m$$

$$R_f = \frac{R_m + R_e}{2}$$

σ_b : tensión bruta aplicada al plano ancho

$$S_r = \frac{\text{carga aplicada}}{\text{carga colapso plástico}} = \frac{\sigma_b}{R_f} \left(1 - \frac{2a}{W}\right)$$

$$L_r = \frac{\text{carga aplicada}}{\text{carga deformación plástica}} = \frac{\sigma_b}{R_e} \left(1 - \frac{2a}{W}\right)$$

En el colapso plástico

$$S_r = S_r^{\max} = 1$$

$$L_r = L_r^{\max} = \frac{R_f}{R_e}$$

Tabla 4 Reglas principales del procedimiento R6

Cuadro 1: Diagrama de estimación del fallo R6 Rev. 3	
<p>Los conceptos simplificadores en los que se basa el procedimiento R6 son los dos criterios de fallo, caracterizados por:</p> <p>1. Fallo de extremo de la fisura, que tiene lugar cuando la carga aplicada equivale a la carga de rotura LEFM,</p> $K_r = \frac{k}{K_{IC}} = \frac{\text{carga}}{\text{carga rotura LEFM}} = 1 \quad (1)$ <p>2. Fallo por colapso plástico, que se define cuando la carga equivale a la carga de colapso plástico y los desplazamientos en la estructura se hacen ilimitados. La carga de colapso plástico se puede definir formalmente como la carga existente cuando la tensión de referencia alcanza la tensión de deformación plástica del material, $\bar{\sigma}$. El criterio para el fallo de colapso plástico viene dado por la relación S_r.</p> $\text{donde } S_r = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma} = \frac{\text{carga}}{\text{carga colapso plástico}} = 1 \quad (2)$ <p>y este criterio se utilizó para el R6 FAD inicial.</p> <p>A menudo es más conveniente pensar en términos de cargas de plastificación plástica, mejor que cargas de colapso, pues su cálculo y formulación teórica es más sencilla. En R6 Rev. 3 la relación L_r se utiliza como</p> $L_r = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_y} = \frac{\text{carga}}{\text{carga deformación}} \quad (3)$ <p>A partir de ésta fórmula la carga de colapso plástico viene dada como L_r^{\max}.</p> $\text{Con } L_r = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_y} = \frac{\text{carga colapso plástico}}{\text{carga deformación plástica}} = \frac{\sigma}{\sigma_y} \quad (4)$ <p>El FAD más simple exige que $K_r < 1$ y $L_r < L_r^{\max}$.</p>	<p>No se atiende a ninguna interacción entre los dos mecanismos de fallo. Esta interacción puede tenerse en cuenta escribiendo la primera disparidad como $K_r < f(L_r)$ y eligiendo una función apropiada para f. Esta puede ser</p> $f(L_r) = \left[\frac{J}{J_e} \right]^{-1} \quad (5)$ <p>donde J_e es el componente elástico de J dado por K^2/E. Así, cuando σ_{ref} es bajo, $J = J_e$ y $f(L_r) = 1$, coherentemente con el fallo LEFM. Por otro lado, cuando σ_{ref} es elevado, J rige el fallo. La ecuación 5 se puede utilizar para generar un FAD directamente a partir de los diagramas de desplazamiento de carga de los ensayos sobre probeta.</p> <p>El método más general para calcular la ecuación 5 es usando los procedimientos de tensión de referencia, de manera que se puede calcular $f(L_r)$ directamente a partir del diagrama tensión-deformación del material. La ecuación general correspondiente es</p> $f(L_r) = \left[\frac{E \varepsilon_{ref}}{L_r \sigma_y} + \frac{L_r^3 \sigma_y}{2E \varepsilon_{ref}} \right]^{-\%00} \quad (6)$ <p>donde ε_{ref} se toma del diagrama de tensión real-deformación real a valores respectivos de σ_{ref}. La figura 6 representa la ecuación 6 en función de L_r, empleando un diagrama tensión-deformación experimental para un acero inoxidable.</p> <p>Aunque la ecuación 6 es la opción preferida para R6 Rev. 3, exige un conocimiento profundo del diagrama tensión-deformación del material, sobre todo en torno a su límite de plastificación. En algunos casos no se dispone de ese conocimiento, especialmente en el caso de plantas de fijación ("hold plant"). Para esas circunstancias se han desarrollado otras opciones del FAD.</p>

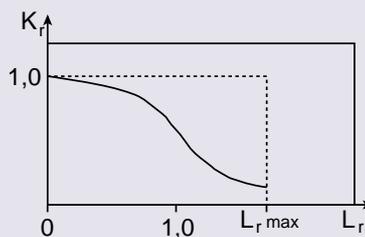


Tabla 5-1 Reglas principales del modelo francés

1. RELACIÓN BÁSICA

Entre K_{IC} y Charpy V con base en la temperatura de transición a $100\text{Mpa } \sqrt{\text{m}}$ y 28 J respectivamente:

$$\bar{T}_{K_{IC}=100} = 1,4 \text{ TK } 28 \quad (S1)$$

2. APLICABILIDAD

Estado de deformación plana,

$$e \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{Re} \right)^2 \quad (S2)$$

donde e se expresa en metros

3. TENSIÓN APLICADA

Tensión de plastificación del material Re , luego

$$K_{IC} = Re \sqrt{\pi a} \quad (S3)$$

donde a se expresa en metros

y de la ecuación (S2)

$$a \leq e/8 \quad (S4)$$

4. TAMAÑO DE REFERENCIA DEL DEFECTO

Para chapas gruesas, un defecto superficial semielíptico de 50 mm de longitud y 25 mm de profundidad, equivalente a un defecto en espesor de 28 mm de longitud ($a = 14\text{ mm}$).

5. TENSIÓN DE PLASTIFICACIÓN DE REFERENCIA

El nivel de tensión de plastificación derivado de S3 con $a = 14\text{ mm}$ y $K_{IC} = 100\text{Mpa } \sqrt{\text{m}}$ y 28 J , es 477 MPa .

6. ESPESOR DE REFERENCIA

El espesor que satisface la ecuación (S4) con $a = 14\text{ mm}$, es 110 mm .

Tabla 5-2 Reglas principales del modelo francés

7. VALORES K_{IC} EXIGIDOS FRENTE A LA TENSIÓN DE PLASTIFICACIÓN

Para productos gruesos ($e \geq 110$ mm), un defecto de 28 mm de longitud corresponde a $100 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ a una tensión de plastificación de 477 MPa. Para otros valores de R_e se aplican los siguientes valores K_{IC} , derivados de la ecuación (S3):

Re (MPa)	280	350	410	470	510	640	740
K _{IC} (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	59	73	86	99	107	134	155

8. LONGITUD DEL DEFECTO EN FUNCIÓN DEL ESPESOR

Para satisfacer la ecuación (S4) se relaciona la longitud del defecto con el espesor de la chapa del modo que se indica en la siguiente tabla. En ella se enumeran también los correspondientes valores K_{IC} a una tensión de plastificación de referencia de 477 MPa.

e (mm)	10	20	30	60	80	110	>110
2a (mm)	2,5	5	7,5	15	20	28	28
K _{IC} (MPa $\sqrt{\text{m}}$) Re = 477	30	43	52	74	85	100	100

9. PRINCIPALES RELACIONES

Teniendo en cuenta las tablas anteriores, es necesario tomar en consideración temperaturas de transición para valores K_{IC} distintos a 100, pero dentro de un margen de entre 30 y $160 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$. Esto puede cuantificarse mediante la siguiente ecuación:

$$T_{K_{IC}} = T_{100 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}} + 60 \ln \frac{K_{IC} - 25}{75} \quad (\text{S5})$$

Tabla 5-3 Reglas principales del modelo francés

10. RELACIÓN ENTRE LA TEMPERATURA DE SERVICIO Y LA TEMPERATURA DE TRANSICIÓN 28J

La ecuación (S1) se utiliza para relacionar una temperatura mínima de servicio, por encima de la cual la estructura es segura, con un nivel exigido de tenacidad expresado como una temperatura de transición de 28J en el ensayo Charpy.

La temperatura mínima de servicio es igual a $T_{KIC} = 100$ para una estructura hecha de un acero con una tensión de plastificación de referencia de 477 MPa, un espesor de referencia de 110 mm, y afectado por la longitud de referencia del defecto $a = 14$ mm.

Para otros valores de tensión de plastificación o espesor se aplican otros valores de K_{IC} y se introducen correcciones mediante la ecuación (S5).

También se hacen correcciones para tener en cuenta los efectos del grado de deformación y la dispersión de la ecuación (S1).

La relación final se expresa como sigue:

$$T_s \geq 1,4T_{K28} + \beta(Re) + \Delta T_e + \Delta T_v + 25 \quad (S6)$$

donde

T_s : temperatura mínima de servicio para proyecto seguro contra rotura

T_{K28} : temperatura de transición de Charpy V a 28J

$\beta(Re)$: $60 \ln 60 \ln \frac{Re-119,25}{357,75}$ redondeando a $60 \ln \frac{Re-120}{360}$

ΔT_e : en teoría, $60 \ln 60 \ln \frac{9,54\sqrt{e} - 25}{75}$ (e en mm); en el modelo se emplea una fórmula más

conservadora : $57 \ln \frac{e + 15}{125}$

ΔT_v : $(83 - 0,08 Re) \varepsilon^{0,17}$ donde ε es el grado de deformación en s^{-1}

25 : dispersión de la ecuación (S1)

Tabla 5-4 Reglas principales del modelo francés

11. DEFINICIÓN DE LAS EXIGENCIAS DE TENACIDAD

La calidad del acero necesaria, expresada en términos de temperatura de transición 28J, se deriva de la siguiente fórmula en función de la temperatura de servicio, grado de deformación, tensión aplicada a la estructura, tensión de plastificación y espesor del material:

$$T_{K28} \leq T_S - \frac{60 \ln \frac{Re - 120}{360} - 57 \ln \frac{e + 15}{125}}{1,4} = (83 - 0.08 Re) \epsilon^{0.17} - 25$$

Tabla 6 Algunos resultados del método francés

Re (MPa)	e (mm)	2a (mm)	β (°C)	Te (°C)	Tv (°C) @0,1/s	TK28 @ Ts=0°C (°C)
280	10	3	-49	-92	41	53
280	20	5	-49	-73	41	39
280	30	8	-49	-58	41	29
280	60	15	-49	-29	41	8
280	80	20	-49	-16	41	-1
280	110	28	-49	0	41	-12
350	10	3	-27	-92	37	40
350	20	5	-27	-73	37	27
350	30	8	-27	-58	37	16
350	60	15	-27	-29	37	-4
350	80	20	-27	-16	37	-14
350	110	28	-27	0	37	-25
410	10	3	-13	-92	34	33
410	20	5	-13	-73	34	19
410	30	8	-13	-58	34	9
410	60	15	-13	-29	34	-12
410	80	20	-13	-16	34	-22
410	110	28	-13	0	34	-33
480	10	3	0	-92	30	26
480	20	5	0	-73	30	12
480	30	8	0	-58	30	2
480	60	15	0	-29	30	-19
480	80	20	0	-16	30	-28
480	110	28	0	0	30	-39
510	10	3	5	-92	29	24
510	20	5	5	-73	29	10
510	30	8	5	-58	29	0
510	60	15	5	-29	29	-21
510	80	20	5	-16	29	-30
510	110	28	5	0	29	-42

Condiciones: carga hasta la tensión de plastificación, con un grado de deformación lento (0,1/s)

Tabla 7 Reglas principales del modelo británico

1. RELACIÓN BÁSICA

Entre el desplazamiento crítico de la abertura de la fisura (δ en mm) de un material a una temperatura determinada, y la energía Charpy V (CV en Julios) a la misma temperatura:

$$\boxed{CV = 150 \delta_{\text{crit}}} \quad (\text{G1})$$

2. APLICABILIDAD

Análisis del comportamiento a la rotura de acuerdo con los supuestos que prevalecen para la definición del diagrama de proyecto ("design curve") de la Norma Británica PD 6493, que para el acero inoxidable y el acero ferrítico se expresa como sigue:

$$\boxed{\delta_{\text{crit}} = 2\pi a \text{Re} \left(\frac{\frac{\sigma}{\text{Re}} - 0,25}{E} \right)} \quad (\text{G2})$$

3. TENSIÓN APLICADA

En el modelo original se adoptó un valor de σ igual a 1,9, como resultado de la superposición de una tensión prevista igual a 0,67, afectada por un factor de concentración de tensión de 1,2 y una tensión residual de amplitud igual a Re.

$$\boxed{\sigma = 1,8 \text{Re}} \quad (\text{G3})$$

4. LONGITUD DE REFERENCIA DEL DEFECTO

Un tamaño de la fisura superficial de profundidad 0,2 veces el espesor de la chapa y longitud 1 vez este espesor, que corresponde a un tamaño equivalente de la fisura de 0,2e.

$$\boxed{a = 0,2 e} \quad (\text{G4})$$

5. DEFINICIÓN DE LAS EXIGENCIAS DE TENACIDAD

La combinación de las ecuaciones (G1) a (G4) da lugar a:

$$\boxed{CV = 1,5 \cdot 10^{-3} \text{Re} \cdot e} \quad (\text{G5})$$

equivalente a: $\boxed{CV = \frac{\text{Re}}{355} \cdot \frac{e}{2}}$ (G6)

Tabla 8 Algunos resultados del método británico

Re (MPa)	e (mm)	2a (mm)	CV (J)	TK28@ Ts=0°C (°C) #
280	10	4	4	106
280	20	8	8	58
280	30	12	12	37
280	60	24	24	6
280	80	32	32	-5
280	110	44	43	-17
350	10	4	5	88
350	20	8	10	46
350	30	12	15	27
350	60	24	30	-3
350	80	32	39	-14
350	110	44	54	-26
410	10	4	6	77
410	20	8	12	38
410	30	12	17	20
410	60	24	35	-9
410	80	32	46	-20
410	110	44	64	-31
480	10	4	7	67
480	20	8	14	31
480	30	12	20	13
480	60	24	41	-15
480	80	32	54	-26
480	110	44	74	-37
510	10	4	7	64
510	20	8	14	28
510	30	12	22	10
510	60	24	43	-17
510	80	32	57	-28
510	110	44	79	-39

#TK28 se derivó de CV utilizando la fórmula (ET5) de la Tabla 14

Tabla 9 Reglas principales del modelo belga

1. RELACIÓN BÁSICA

Entre la tensión de rotura neta en el ensayo de plano ancho con un defecto en espesor, y la energía Charpy V a la misma temperatura:

$$\sigma_{fn} = Rm \left(1 - \frac{0,64}{CV} \times 2a \right) \quad (C1)$$

donde CV se expresa en J y no en J/cm² como en el modelo original.

2. APLICABILIDAD

La temperatura de transición del aspecto de la rotura en el ensayo Charpy, es inferior a la temperatura del ensayo de plano ancho.

3. TENSIÓN APLICADA

Tensión de plastificación del material en sección bruta (el modelo puede no obstante aplicarse a otras tensiones).

$$\sigma_g^y = Re \quad (C2)$$

4. DEFECTO DE REFERENCIA

Una longitud del defecto en espesor (tamaño crítico) que satisfaga el comportamiento de tensión total, expresada por la siguiente ecuación:

$$\left(1 - \frac{0,64}{CV} \times 2a_c \right) \left(1 - \frac{1}{W} \times 2a_c \right) = \frac{Re}{Rm} \quad (C3)$$

5. DEFINICIÓN DE LAS EXIGENCIAS DE TENACIDAD

$$CV = \frac{0,64 \times 2a_c}{1 - \frac{Re}{Rm} \left(1 - \frac{2a_c}{W} \right)} \quad (C4)$$

Tabla 10-1 Aspectos principales de las reglas de Eurocódigo

Fase 1.1 Definición de los niveles de tensión S1, S2, S3 del acero:

S1 – Elementos estructurales sin soldadura, o – elementos soldados de tensiones atenuadas, con tensiones de tracción inferiores a 2/3 de la tensión de plastificación, o – elementos en estado tosco de soldadura, con tensiones de tracción inferiores a 2/10 de la tensión de plastificación.
S2 – Elementos en estado tosco de soldadura, con tensiones de tracción entre 2/10 y 2/3 de la tensión de plastificación, o – elementos soldados de tensiones atenuadas, con tensiones inferiores a 2 veces la tensión de plastificación.
S3 – Elementos en estado tosco de soldadura, con tensiones entre 2/10 y 2 veces la tensión de plastificación, o – elementos soldados de tensiones atenuadas, con tensiones entre 2 y 3 veces la tensión de plastificación.

Nota: Dentro de tensiones se incluyen aquí las tensiones locales concentradas por elevadores de tensión.

Fase 1.2 Definición de los grados de deformación R1, R2

R1: $\dot{\epsilon} \leq 0,001 \text{ s}^{-1}$ (cargas permanentes, cargas de tráfico, viento, olas, manipulación del material)
R2: $\dot{\epsilon} \leq 1 \text{ s}^{-1}$ (impactos, explosiones, colisiones)

Tabla 10-2 Aspectos principales de las reglas del Eurocódigo

 Fase 1.3 **Definición de las consecuencias del fallo C1, C2:**

C1: Fallo localizado sin consecuencias aparentes sobre la seguridad de las personas ni la estabilidad de la estructura.

C2: Fallo que al producirse localmente puede causar el colapso global de la estructura con consecuencias personales y económicas desastrosas.

 Fase 2 **Definición del tamaño del defecto:**

- Defecto superficial semielíptico
- Profundidad (a) igual al logaritmo natural del espesor (t)

$$a = \ln(t) \quad (\text{mm})$$
- Longitud (2c) igual a 5 veces el espesor:

$$2c = 5 \ln(t) \quad (\text{mm})$$

Tabla 10-3 Aspectos principales de las reglas del Eurocódigo

Fase 3 **cálculo de L_r y K_r :**

L_r se calcula en función del tamaño del defecto y del nivel de tensión.

K_r se calcula en función de L_r a partir del diagrama de estimación de la rotura.

Fase 4 **Cálculo de K_{mat}**

K_{mat} es la tenacidad necesaria que debe presentar el material.

K_{mat} se deduce del K_I que corresponde a las condiciones de carga impuestas a la estructura, y del valor K_r deducido de acuerdo con (E5).

Se introduce un factor de seguridad (γ) para tener en cuenta la condición de fallo:

$$\gamma = 1 \quad \text{para C1}$$

$$\gamma = 1,5 \quad \text{para C2}$$

Fase 5 **Deducción de TK28**

Se siguen las reglas del método francés, pero para valores K_{IC} se convierten en $N/mm^{3/2}$ en lugar de $MPa \sqrt{m}$

Tabla 11-1 Parámetros de aplicación de las reglas del Eurocódigo
1. EXPRESIÓN DE K_{IC}

K_{IC} es la tenacidad del material exigida teniendo en cuenta su espesor y las condiciones de servicio dominantes de la estructura.

$$K_{IC} = \frac{(\gamma \cdot a)^{0,55} \cdot Re \cdot \sqrt{t}}{1,226} \quad (E'1)$$

Re es la tensión de plastificación del material garantizada por la norma para el espesor exigido (t).

Unidades: K_{IC} en $N/mm^{3/2}$

Re en MPa

t en mm

$$\begin{aligned} \gamma &= 1 \text{ para la condición C1} \\ \gamma &= 1,5 \text{ para la condición C2} \end{aligned} \quad (E'2)$$

$$\alpha = (k_a + k_b \ln t + k_c \sqrt{t})^{-1} \quad (E'3)$$

	Nivel de tensión		
	S1	S2	S3
k_a	0,18	0,18	0,10
k_b	0,40	0,15	0,07
k_c	0,03	0,03	0,04

Tabla 11-2 Parámetros de aplicación de las reglas del Eurocódigo

1. EXPRESIÓN de TK28

$$T_{K28} = \frac{100(\ln K_{IC} - 8,06) + 25 + (83 - 0,08 Re) \varepsilon^{0,17} - TS}{1,4} \quad (E'4)$$

TS : Temperatura de servicio de la estructura

$\varepsilon = 0,01$ para la condición R1

$\varepsilon = 1,00$ para la condición R2

Tabla 12 Algunas exigencias derivadas de las reglas del Eurocódigo

Re (MPa)	t (mm)	K1S1 (N/mm ^{3/2})	K1S2 (N/mm ^{3/2})	K1S3 (N/mm ^{3/2})	β1 (°C)	β2 (°C)	β3 (°C)	Tv (°C) @0,001/s	TK28@ Ts=0°C (°C)@S1	TK28@ Ts=0°C (°C)@S2	TK28@ Ts=0°C (°C)@S3
280	10	655	939	1216	-158	-121	-96	19	81	56	37
280	20	813	1185	1514	-136	-98	-74	19	66	39	21
280	30	933	1364	1726	-122	-84	-61	19	56	29	12
280	60	1192	1744	2159	-98	-60	-38	19	39	11	-4
280	80	1324	1933	2368	-87	-49	-29	19	31	4	-11
280	110	1489	2167	2622	-75	-38	-19	19	23	-4	-18
350	10	818	1174	1520	-135	-99	-73	17	67	41	22
350	20	1017	1481	1893	-114	-76	-51	17	51	24	7
350	30	1166	1705	2157	-100	-62	-38	17	41	14	-3
350	60	1490	2180	2698	-75	-37	-16	17	24	-3	-19
350	80	1654	2416	2960	-65	-27	-7	17	16	-11	-25
350	110	1861	2709	3277	-53	-16	3	17	8	-19	-32
410	10	958	1375	1781	-119	-83	-58	16	56	31	12
410	20	1191	1735	2218	-98	-60	-36	16	41	14	-4
410	30	1366	1997	2527	-84	-46	-23	16	31	4	-13
410	60	1745	2553	3161	-60	-21	0	16	14	-14	-29
410	80	1938	2830	3467	-49	-11	9	16	6	-21	-35
410	110	2180	3173	3839	-37	0	19	16	-2	-29	-43
480	10	1122	1610	2085	-104	-68	-42	14	46	21	2
480	20	1395	2031	2596	-82	-44	-20	14	31	4	-14
480	30	1599	2338	2958	-68	-30	-7	14	21	-6	-23
480	60	2043	2989	3700	-44	-6	16	14	4	-24	-39
480	80	2269	314	4059	-33	5	25	14	-4	-31	-45
480	110	2552	3715	4494	-22	16	35	14	-12	-39	-53
510	10	1192	1711	2215	-98	-62	-36	13	43	17	-2
510	20	1482	2158	2759	-76	-38	-14	13	27	0	-17
510	30	1699	2484	3143	-62	-24	-1	13	17	-10	-27
510	60	2171	3176	3932	-38	0	22	13	0	-27	-43
510	80	2411	3521	4313	-27	11	31	13	-8	-35	-49
510	110	2711	3947	4775	-15	22	41	13	-16	-43	-57

Condiciones: Modos de carga S1, S2, S3 con un grado de deformación R1 (0,001/s) y consecuencias del fallo C1.

Tabla 13 Algunas exigencias derivadas de las reglas del Eurocódigo

Re (MPa)	t (mm)	K1S1 (N/mm ^{3/2})	K1S2 (N/mm ^{3/2})	K1S3 (N/mm ^{3/2})	β_1 (°C)	β_2 (°C)	β_3 (°C)	T _v (°C) @0,001/s	TK28@ Ts=0°C (°C)@S1	TK28@ Ts=0°C (°C)@S2	TK28@ Ts=0°C (°C)@S3
280	10	818	1174	1520	-135	-99	-73	61	36	10	-9
280	20	1017	1481	1893	-114	-76	-51	61	20	-7	-24
280	30	1166	1705	2157	-100	-62	-38	61	10	-17	-34
280	60	1490	2179	2698	-75	-37	-16	61	-7	-34	-50
280	80	1654	2416	2959	-65	-27	-7	61	-15	-42	-56
280	110	1860	2708	3277	-53	-16	3	61	-23	-50	-64
350	10	1023	1467	1900	-113	-77	-51	55	24	-2	-21
350	20	1271	1851	2366	-91	-54	-29	55	8	-19	-36
350	30	1457	2131	2696	-78	-40	-16	55	-2	-29	-46
350	60	1862	2724	3372	-53	-15	6	55	-19	-46	-62
350	80	2068	3020	3699	-43	-5	16	55	-27	-54	-68
350	110	2326	3386	4096	-31	7	26	55	-35	-62	-76
410	10	1198	1719	2226	-97	-61	-35	50	16	-10	-29
410	20	1489	2168	2772	-75	-38	-13	50	0	-27	-44
410	30	1707	2496	3158	-62	-24	0	50	-10	-37	-54
410	60	2181	3191	3950	-37	1	22	50	-27	-54	-70
410	80	2422	3538	4333	-27	11	31	50	-35	-62	-76
410	110	2724	3966	4798	-15	23	42	50	-43	-70	-83
480	10	1402	2012	2606	-81	-45	-19	45	8	-17	-36
480	20	1743	2538	3245	-60	-22	2	45	-7	-34	-51
480	30	1999	2922	3697	-46	-8	16	45	-17	-44	-61
480	60	2554	3736	4625	-21	17	38	45	-34	-62	-77
480	80	2836	4142	5073	-11	27	47	45	-42	-69	-83
480	110	3189	4643	5617	1	38	57	45	-50	-77	-91
510	10	1490	2138	2769	-75	-39	-13	42	6	-20	-38
510	20	1852	2697	3448	-54	-16	9	42	-10	-37	-54
510	30	2124	3105	3928	-40	-2	22	42	-19	-47	-63
510	60	2713	3970	4914	-15	23	44	42	-37	-64	-79
510	80	3013	4400	5390	-5	33	53	42	-44	-72	-86
510	110	3389	4933	5968	7	44	63	42	-53	-80	-93

Condiciones: Modos de carga S1, S2, S3 con un grado de deformación R1 (0,001/s) y consecuencias del fallo C2.

Tabla 14-1 Conversión entre energía y temperatura de transición en el ensayo Charpy V

En el método francés, la dependencia existente entre K_{IC} y la temperatura de transición se define a través de una serie de resultados experimentales que son la base de las diversas correlaciones entre T_{K28} y T_{KIC} . Esta relación se puede expresar mediante una fórmula analítica, como sigue:

$$K_{IC} = 25 + 75 \exp \frac{\Delta T}{60} \quad (ET1)$$

donde K_{IC} está expresado en $100\text{Mpa} \sqrt{\text{m}}$.

ΔT es la diferencia entre las temperaturas a las que K_{IC} corresponde respectivamente a un valor dado y a $100\text{Mpa} \sqrt{\text{m}}$.

En el mismo método, se considera también que la energía Charpy V y el valor K_{IC} están unidos por la siguiente relación:

$$CV = \left[\frac{1}{19} K \right]^2 \quad (ET2)$$

Tabla 14.2 Conversión entre energía y temperatura de transición en el ensayo Charpy V

La combinación de las ecuaciones (ET1) y (ET2) da lugar a:

$$CV = \left[\frac{1}{19} \left(25 + 75 \exp \frac{\Delta T}{60} \right) \right]^2 \quad (ET3)$$

donde ΔT es la diferencia entre la temperatura a la que se ha de calcular CV, por ejemplo la temperatura de servicio, y T_{K28} .

Resulta así:

$$CV = \left[\frac{1}{19} \left(25 + 75 \exp \frac{TS - T_{K28}}{60} \right) \right]^2 \quad (ET4)$$

donde

TS es la temperatura de servicio

T_{K28} es la temperatura de transición a 28 J

Para una temperatura de servicio de 0°C:

$$CV = \left[\frac{1}{19} \left(25 + 75 \exp \frac{-T_{K28}}{60} \right) \right]^2 \quad (ET5)$$

Tabla 15 Algunos resultados del método belga para compararlos con el procedimiento francés

Re (MPa)	e (mm)	2a (mm)	Rm/Re	CV (J)	TK28 (°C)
280	10	3	1,5	6	77
280	20	5	1,5	10	47
280	30	8	1,5	16	24
280	60	15	1,55	28	0
280	80	20	1,55	37	-12
280	110	28	1,55	53	-25
350	10	3	1,4	7	67
350	20	5	1,4	11	39
350	30	8	1,4	18	17
350	60	15	1,45	32	-6
350	80	20	1,45	43	-17
350	110	28	1,45	62	-30
410	10	3	1,3	8	55
410	20	5	1,3	14	29
410	30	8	1,3	23	8
410	60	15	1,35	39	-13
410	80	20	1,35	52	-24
410	110	28	1,35	75	-37
480	10	3	1,23	10	44
480	20	5	1,23	17	19
480	30	8	1,23	28	-1
480	60	15	1,28	46	-20
480	80	20	1,28	63	-31
480	110	28	1,28	91	-44
510	10	3	1,2	12	38
510	20	5	1,2	20	14
510	30	8	1,2	32	-6
510	60	15	1,25	51	-23
510	80	2-	1,25	70	-35
510	110	28	1,25	101	-48

Tabla 16 Algunos resultados del método belga para compararlos con el procedimiento británico

Re (MPa)	e (mm)	2a (mm)	Rm/Re	CV(J)#
280	10	4	1,5	5
280	20	8	1,5	9
280	30	12	1,5	14
280	60	24	1,55	27
280	80	32	1,55	37
280	110	44	1,55	51
350	10	4	1,4	5
350	20	8	1,4	10
350	30	12	1,4	15
350	60	24	1,45	29
350	80	32	1,45	39
350	110	44	1,45	54
410	10	4	1,3	5
410	20	8	1,3	11
410	30	12	1,3	16
410	60	24	1,35	31
410	80	32	1,35	42
410	110	44	1,35	58
480	10	4	1,23	6
480	20	8	1,23	11
480	30	12	1,23	17
480	60	24	1,28	33
480	80	32	1,28	44
480	110	44	1,28	62
510	10	4	1,2	6
510	20	8	1,2	12
510	30	12	1,2	18
510	60	24	1,25	34
510	80	32	1,25	46
510	110	44	1,25	64

La energía Charpy exigida se calcula aquí suponiendo una tensión prevista igual a 2/3 Re, para ajustarse al modelo británico.

Tabla 17 Exigencias derivadas del Eurocódigo 3, con un grado de deformación 0,1/s y consecuencias del fallo C1

Re (MPa)	t (mm)	K1S1 (N/mm ^{3/2})	K1S2 (N/mm ^{3/2})	K1S3 (N/mm ^{3/2})	β1 (°C)	β2 (°C)	β3 (°C)	Tv (°C) @0,1/s	TK28@ Ts=0°C (°C)@S1	TK28@ Ts=0°C (°C)@S2	TK28@ Ts=0°C (°C)@S3
280	10	655	1174	1520	-135	-99	-73	41	50	24	5
280	20	1017	1481	1893	-114	-76	-51	41	34	7	-10
280	30	1166	1705	2157	-100	-62	-38	41	24	-3	-20
280	60	1490	2179	2698	-75	-37	-16	41	7	-20	5
280	80	1654	2416	2959	-65	-27	-7	41	-1	-28	-10
280	110	1860	2708	3277	-53	-16	3	41	-9	-36	-20
350	10	818	1174	1520	-135	-99	-73	37	52	26	8
350	20	1017	1481	1893	-114	-76	-51	37	37	10	-8
350	30	1166	1705	2157	-100	-62	-38	37	27	0	-17
350	60	1490	2180	2698	-75	-37	-16	37	9	-18	-33
350	80	1654	2416	2960	-65	-27	-7	37	2	-25	-40
350	110	1861	2709	3277	-53	-16	3	37	-6	-33	-47
410	10	958	1375	1781	-119	-83	-58	34	43	17	-1
410	20	1191	1735	2218	-98	-60	-36	34	28	1	-17
410	30	1366	1997	2527	-84	-46	-23	34	18	-9	-26
410	60	1745	2553	3161	-60	-21	0	34	0	-27	-42
410	80	1938	2830	3467	-49	-11	9	34	-7	-34	-49
410	110	2180	3173	3839	-37	0	19	34	-15	-42	-56
480	10	1122	1610	2085	-104	-68	-42	30	35	9	-10
480	20	1395	2031	2596	-82	-44	-20	30	19	-8	-25
480	30	1599	2338	2958	-68	-30	-7	30	9	-18	-35
480	60	2043	2989	3700	-44	-6	16	30	-8	-35	-51
480	80	2269	3314	4059	-33	5	25	30	-16	-43	-57
480	110	2552	3715	4494	-22	16	35	30	-24	-51	-64
510	10	1192	1711	2215	-98	-62	-36	29	32	6	-13
510	20	1482	2158	2759	-76	-38	-14	29	16	-11	-28
510	30	1699	2484	3143	-62	-24	-1	29	6	-21	-38
510	60	2171	3176	3932	-38	0	22	29	-11	-38	-54
510	80	2411	3521	4313	-27	11	31	29	-19	-46	-60
510	110	2711	3947	4775	-15	22	41	29	-27	-54	-68

Condiciones: Modos de carga S1, S2, S3 con un grado de deformación lento (0,1/s) y consecuencias del fallo C1.

Tabla 18 Exigencias derivadas del Eurocódigo 3, con un grado de deformación 0,1/s y consecuencias del fallo C2

Re (MPa)	t (mm)	K1S1 (N/mm ^{3/2})	K1S2 (N/mm ^{3/2})	K1S3 (N/mm ^{3/2})	β_1 (°C)	β_2 (°C)	β_3 (°C)	Tv (°C) @0,1/s	TK28@ Ts=0°C (°C)@S1	TK28@ Ts=0°C (°C)@S2	TK28@ Ts=0°C (°C)@S3
280	10	818	1174	1520	-135	-99	-73	41	50	24	5
280	20	1017	1481	1893	-114	-76	-51	41	34	7	-10
280	30	1166	1705	2157	-100	-62	-38	41	24	-3	-20
280	60	1490	2179	2698	-75	-37	-16	41	7	-20	5
280	80	1654	2416	2959	-65	-27	-7	41	-1	-28	-10
280	110	1860	2708	3277	-53	-16	3	41	-9	-36	-20
350	10	1023	1467	1900	-113	-77	-51	37	36	10	-8
350	20	1271	1851	2366	-91	-54	-29	37	21	-6	-24
350	30	1457	2131	2696	-78	-40	-16	37	11	-16	-33
350	60	1862	2724	3372	-53	-15	6	37	-7	-34	-49
350	80	2068	3020	3699	-43	-5	16	37	-14	-41	-56
350	110	2326	3386	4096	-31	7	26	37	-22	-49	-63
410	10	1198	1719	2226	-97	-61	-35	34	27	2	-17
410	20	1489	2168	2772	-75	-38	-13	34	12	-15	-33
410	30	1707	2496	3158	-62	-24	0	34	2	-25	-42
410	60	2181	3191	3950	-37	1	22	34	-16	-43	-58
410	80	2422	3538	4333	-27	11	31	34	-23	-50	-65
410	110	2724	3966	4798	-15	23	42	34	-31	-58	-72
480	10	1402	2012	2606	-81	-45	-19	30	19	-7	-26
480	20	1743	2538	3245	-60	-22	2	30	3	-24	-41
480	30	1999	2922	3697	-46	-8	16	30	-7	-34	-50
480	60	2554	3736	4625	-21	17	38	30	-24	-51	-66
480	80	2836	4142	5073	-11	27	47	30	-32	-59	-73
480	110	3189	4643	5617	1	38	57	30	-40	-67	-80
510	10	1490	2138	2769	-75	-39	-13	29	16	-10	-29
510	20	1852	2697	3448	-54	-16	9	29	0	-27	-44
510	30	2124	3105	3928	-40	-2	22	29	-10	-37	-54
510	60	2713	3970	4914	-15	23	44	29	-27	-54	-70
510	80	3013	4400	5390	-5	33	53	29	-35	-62	-76
510	110	3389	4933	5968	7	44	63	29	-43	-70	-84

Condiciones: Modos de carga S1, S2, S3 con un grado de deformación lento (0,1/s) y consecuencias del fallo C2.

ESDEP TOMO 3 METALURGIA APLICADA

Lección 3.6: Soldabilidad de los Aceros para Estructuras

OBJETIVOS/CONTENIDO

Esta lección trata los aspectos básicos del proceso de soldadura para después examinar los factores que rigen la soldabilidad de los aceros para estructuras.

CONOCIMIENTOS PREVIOS

Ninguno.

LECCIONES AFINES

- Lección 3.3: Propiedades físicas de los Aceros
- Lección 3.4: Calidades y Tipos de Acero
- Lección 3.5: Selección de la Calidad del Acero
- Lección 4.3: Principios de Soldadura
- Lección 4.4: Procesos de Soldadura
- Lecciones 13.2: Uniones Soldadas

RESUMEN

Se tratan los aspectos fundamentales del proceso de soldadura. La lección se centra a continuación en los parámetros metalúrgicos que afectan a la soldabilidad de los aceros para estructuras. Se considera que un acero tiene una buena soldabilidad si las uniones existentes en él poseen la resistencia y tenacidad en servicio adecuadas.

Se describen la fisuración de solidificación, fisuración de la zona afectada por el calor y de licuación, fisuración inducida por hidrógeno, desgarro laminar y fisuración de recalentamiento, efectos todos ellos perjudiciales para el rendimiento de las uniones soldadas. Se examinan las medidas necesarias para evitarlos.

1. INTRODUCCIÓN

1.1 Breve descripción del proceso de soldadura

La soldadura es un proceso de unión en el que ésta se puede producir mediante temperaturas elevadas, presiones elevadas o ambas. En esta lección solo se explica el empleo de elevadas temperaturas para producir la unión, pues es con mucho el método más común para la soldadura de aceros para estructuras. Básicamente es un proceso en el que una fuente de calor intenso se aplica a las superficies que se han de unir para obtener una fusión localizada. Es habitual añadir “metal de aportación” adicional al baño de fusión de la soldadura para salvar la distancia entre las superficies y producir la forma y dimensiones de soldadura requeridas durante el enfriamiento. Los procesos de soldadura más comunes para la construcción metálica de estructuras utilizan como fuente de calor intenso un arco eléctrico que se mantiene entre la varilla de metal de aportación y la pieza de trabajo.

Si está desprotegido, el baño de soldadura puede fácilmente absorber oxígeno y nitrógeno de la atmósfera. Esta absorción causaría porosidad y fragilidad en el metal de soldadura solidificado. Las técnicas destinadas a evitar la absorción de gas en el baño de soldadura varían de acuerdo con los procesos de soldadura. A continuación se exponen con más detalle los principales procesos de soldadura empleados en la unión de aceros para estructuras.

1.2 Principales procesos de soldadura

a. Soldadura manual de arco metálico (“Manual Metal Arc welding” (MMA))

En este proceso el soldador utiliza un electrodo formado por una varilla metálica con un revestimiento mineral fusible, que se inserta en un portaelectrodo conectado a un suministro eléctrico. Entre el electrodo y la zona de soldadura se genera un arco

que completa el circuito de retorno al suministro eléctrico. El arco funde tanto el electrodo como la zona superficial de la pieza de trabajo. Las fuerzas electromagnéticas creadas en el arco ayudan a lanzar las gotas del electrodo fundido al área fundida de la pieza de trabajo, donde los dos metales se funden para formar el baño de soldadura.

El revestimiento fundente del electrodo contribuye a la composición química del baño de soldadura mediante la adición directa de metal y por medio de reacciones metalúrgicas que afinan el metal fundido. El fundente proporciona también una atmósfera gaseosa local que previene la absorción de gases atmosféricos por parte del metal fundido.

Existen muchos tipos de electrodos. Las principales diferencias entre ellos radican en el revestimiento fundente. A continuación se indican las tres clases principales de electrodo:

1. **Rutilo:** Electrodos de uso general en aplicaciones que no exigen un control estricto de las propiedades mecánicas. Contienen en el revestimiento fundente una proporción elevada de óxido de titanio (rutilo).
2. **Básico:** Estos electrodos producen soldaduras de mejor resistencia y resiliencia que los de rutilo. Su revestimiento contiene carbonato cálcico y otros carbonatos, y espato flúor.
3. **Celulósico:** El arco producido por este tipo de electrodo es muy penetrante. En su revestimiento tienen una proporción elevada de materiales combustibles orgánicos (celulosa).

b. Soldadura por arco sumergido son más

consistentes (“Submerged Arc Welding” (SAW))

Este proceso utiliza un electrodo de alambre desnudo y un fundente añadido en gránulos o polvo sobre el arco y el baño de soldadura. Además de estabilizar el arco, el fundente protege el metal fundido formando una capa de escoria.

El proceso se utiliza principalmente en un sistema mecánico que suministra una longitud continua de alambre desde una bobina mientras se mueve el elemento conductor de soldadura a lo largo de la unión. Una máquina SAW puede descargar varios alambres, uno tras otro, de manera que se puede realizar una soldadura de varios cordones. Las uniones obtenidas con el proceso de soldadura de arco en atmósfera inerte son más consistentes que las de la soldadura manual, aunque no es adecuado para zonas de difícil acceso.

- c. Soldadura protegida con gas (“gas shielded welding”)

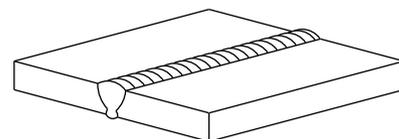
En este proceso se utiliza un electrodo de alambre desnudo, suministrándose un gas protector en torno al arco y al baño de soldadura. Este gas evita la contaminación del electrodo y del baño de soldadura por el aire. Existen tres variaciones principales de este proceso:

1. Soldadura en gas metálico inerte (MIG, “metal-inert gas”). Se utiliza una atmósfera de argón o helio como protección. Este proceso suele emplearse para metales no ferrosos.
2. Soldadura en gas metálico activo (MAG, “metal-active gas”). Se utiliza como protección bióxido de carbono (normalmente mezclado con argón). Este proceso se emplea generalmente para aceros al carbono y aceros de carbono y manganeso.
3. Soldadura al tungsteno en gas inerte (TIG “tungsten-inert gas”). Se utiliza

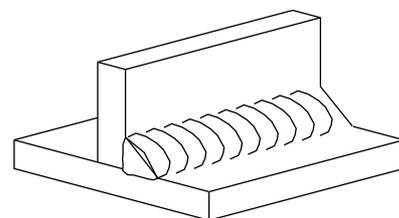
como protección una atmósfera de argón o helio, generándose el arco entre la pieza de trabajo y un electrodo de tungsteno infungible. Este proceso se emplea generalmente para el trabajo de láminas delgadas y soldadura de precisión. El material de aportación, si se considera necesario, se introduce de forma independiente en el baño fundido.

1.3 Diseño y preparación de la unión soldada

Existe dos tipos básicos de unión soldada, conocidos como soldadura a tope y soldadura de ángulo [1], de las que la figura 1 muestra una visión esquemática. La forma real de una soldadura se determina por la preparación de la zona que se ha de unir. El tipo de preparación de la soldadura depende del proceso y del procedimiento de fabricación de la misma. En la figura 2 se muestran ejemplos de diferentes preparaciones de la soldadura. La unión soldada ha de situarse y conformarse de tal manera que sea de



Soldadura a tope



Soldadura en ángulo

Figura 1 Los dos tipos de soldadura básicos

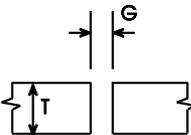
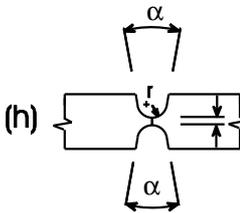
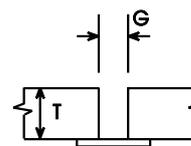
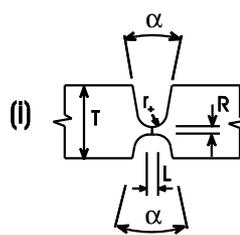
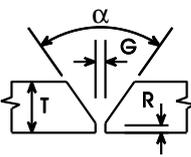
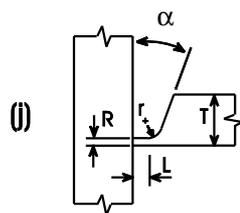
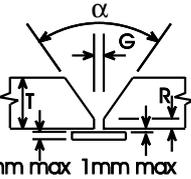
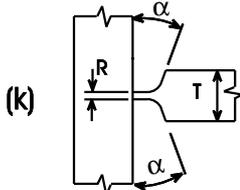
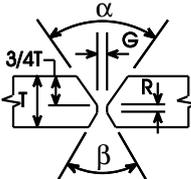
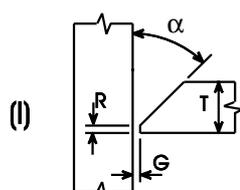
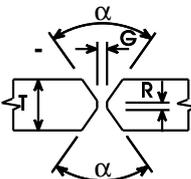
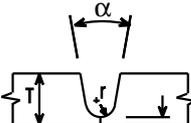
Detalle de soldadura	Espesor mm	G mm	α	β	R mm	L mm	r mm	Detalle de soldadura	Espesor mm	G mm	α	β	R mm	L mm	r mm
(a) 	3-6 3-6	3 3	-	-	-	-	-	(h) 	Más de 40	-	20°	-	5	-	5
(b) 	3-5 5-8 8-16	6 8 10	-	-	-	-	-	(i) 	Más de 30	-	20°	-	5	6	5
(c) 	5-12 más de 12	2 2	60° 60°	-	1 2	-	-	(j) 	Más de 20	-	20°	-	5	5	5
(d) 	Más de 10	6 10	45° 20°	-	0 0 +2 -0	-	-	(k) 	Más de 40	-	20°	-	5	5	5
(e) 	Más de 12	3	60° 60°	-	2	-	-	(l) 	5-12 Más de 12	3 3	45° 45°	-	1 2	-	-
(f) 	Más de 12	3	60°	-	2	-	-								
(g) 	Más de 20	-	20°	-	5	-	5								

Figura 2 Especificaciones para diferentes preparaciones de soldadura

fácil acceso en términos de proceso y posición de la soldadura. La forma detallada de la soldadura se diseña de modo que el calor disponible se distribuya adecuadamente y que se facilite el control de la penetración del metal de aportación, y por tanto de manera que se produzca una unión correcta. Los defectos inducidos por el operario, como falta de penetración o de fusión, pueden ser difíciles de evitar si la preparación y el diseño de la unión impiden un buen acceso para soldar.

1.4 Efectos del ciclo térmico de la soldadura sobre la microestructura

El intenso calor que implica el proceso de soldadura influye sobre la microestructura tanto del metal de aportación como del metal de base cercano a la frontera de fusión (la frontera entre el metal sólido y el metal líquido) denominada línea de fusión. Así pues, el ciclo de soldadura afecta a las propiedades mecánicas de la unión.

El baño de fusión de la soldadura se enfría rápidamente al actuar los metales que se están uniendo como un eficaz disipador de calor. Este enfriamiento hace que el metal de aportación tenga una microestructura de colada en coquilla. En la soldadura de aceros para estructuras, el metal de aportación no suele tener la misma composición que el metal de base. Si así fuera, el enfriamiento rápido podría dar lugar a fases duras y frágiles, por ejemplo martensita, en la microestructura del metal de aportación. Este problema se evita utilizando metales de aportación con un menor contenido en carbono que el acero de base.

El metal de base próximo al baño de fusión de la soldadura se calienta rápidamente a una temperatura que depende de la distancia a la línea de fusión. Cerca de ésta se alcanzan temperaturas máximas próximas al punto de fusión, mientras que el material alejado solo unos milímetros únicamente puede llegar a unos pocos grados centígrados. El material de base cercano a la línea de fusión se calienta hasta el campo de fase austenítica. Al enfriarse,

esta zona se transforma en una microestructura diferente al resto del material de base. La velocidad de enfriamiento en esta zona es normalmente rápido, y por eso existe una tendencia a la formación de estructuras de transformación de baja temperatura, como bainita y martensita, que son más duras y frágiles que el grueso del metal de base. Esta zona es conocida como la zona afectada por el calor (HAZ, “heat affected zone”).

Tres factores influyen sobre la microestructura de la HAZ:

1. La composición química del metal de base.
2. La velocidad de aportación de calor.
3. La velocidad de enfriamiento de la HAZ tras la soldadura.

La composición química del metal de base es importante, pues ella determina la templabilidad de la HAZ. La aportación calorífica es significativa porque afecta directamente al tamaño de grano de la HAZ. Cuanto más tiempo se invierte por encima de la temperatura de engrosamiento de grano del metal de base durante la soldadura, más gruesa es la estructura en la HAZ. Por lo general, un índice elevado del aporte térmico conduce a un ciclo térmico más prolongado y por tanto a una estructura más gruesa de la HAZ. Ha de tenerse en cuenta que el índice de aportación calorífica afecta también al ritmo de enfriamiento en la HAZ. Por regla general, cuanto mayor es el primero menor es el segundo. El valor del índice de consumo calorífico está en función de los parámetros del proceso de soldadura: voltaje del arco, corriente del arco y velocidad de soldadura. Además del índice de consumo calorífico, otros dos factores influyen sobre el ritmo de enfriamiento de la HAZ. Primero, el diseño y espesor de la unión son importantes pues determinan el flujo calorífico que se aleja de la soldadura durante el enfriamiento. Segundo, la temperatura de las piezas que se unen, es decir, que cualquier precalentamiento es importante al determinar el gradiente de temperatura que existe entre el metal de aportación y el de base.

1.5 Tensiones residuales y distorsión de soldadura

El intenso calor asociado a la soldadura hace que la zona en cuestión se dilate. Durante el enfriamiento se produce una contracción. El material frío circundante soporta esta dilatación y posterior contracción, ocasionándose la formación un campo de tensión residual en las proximidades de la soldadura. En el material de aportación la tensión residual tiende a ser de naturaleza predominantemente traccional. Esta tensión residual de tracción está compensada por la tensión de compresión inducida en el metal de base [2]. La figura 3 muestra una vista esquemática del campo de tensión residual correspondiente a la retracción longitudinal de soldadura. La magnitud de las tensiones residuales de tracción en el metal de aportación y de la HAZ llegan al punto de fluencia. Es importante anotar que las tensiones residuales aumentan debido a que el material sufre una deformación plástica local. El resultado de esta deformación puede ser la fisuración del metal de aportación y la HAZ durante la soldadura, la distorsión de las piezas que se han de unir o el favorecimiento de la fractura frágil durante el servicio.

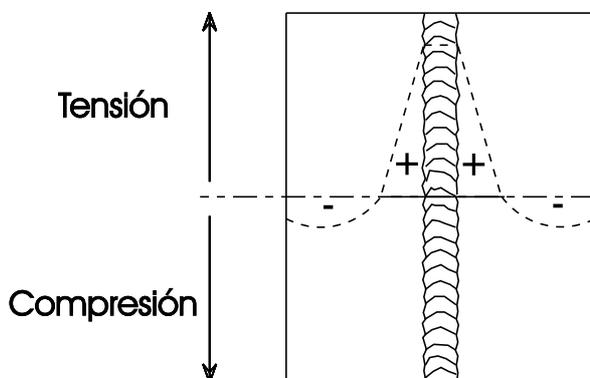
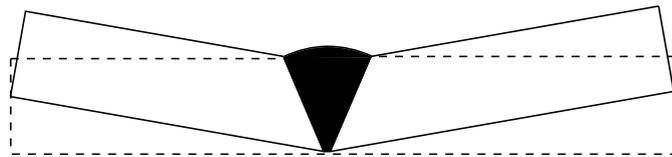


Figura 3 Campo de tensión residual longitudinal para una soldadura a tope



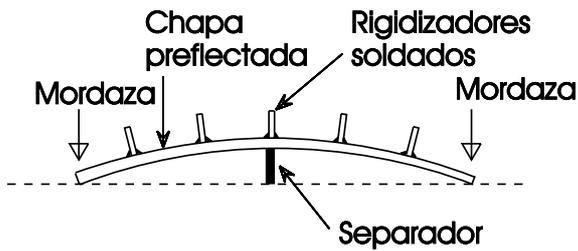
(a) distorsión angular de una soldadura a tope.



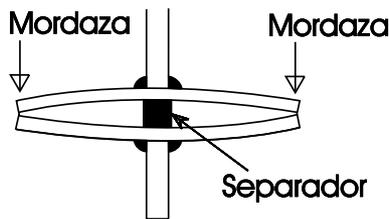
(b) Cúspide resultante de una soldadura a tope transversal.

Figura 4 Distorsión de soldadura

Las contracciones transversales y longitudinales derivadas de la soldadura pueden dar lugar a una distorsión si el metal de aportación caliente no es simétrico en torno al eje neutro de un conjunto estructural soldado [2]. La figura 4a muestra una rotación angular típica en una soldadura a tope en V simple. La rotación tiene lugar debido a que la mayor parte de la soldadura está hecha a un lado del eje neutro de la chapa, generando así mayores tensiones de contracción en ese lado. Ello da lugar, en un conjunto estructural de chapas soldado, a una distorsión con cúspide (“cushing”), como muestra la figura 4b. La distorsión de soldadura se puede controlar efectuando un ajuste o una flexión contraria previa del montaje de unión para compensar la distorsión, o restringiendo la soldadura para que resista esa distorsión. La figura 5 muestra ejemplos de ambos métodos. Los problemas de distorsión se evitan más fácilmente mediante una correcta preparación de la soldadura. Son convenientes en este sentido las soldaduras asimétricas de dos lados, como las representadas en las figuras 2e y 2i. La distorsión procedente del lado pequeño de la soldadura (efectuado antes) es eliminada al aplicarse la soldadura grande en el otro lado. Esta técnica se conoce como soldadura compensada.



(a) Preflexión de chapas a soldar



(b) Restricción de dilatación en soldadura

Figura 5 Dos enfoques de control de distorsión en soldadura

No es posible predecir de manera exacta la distorsión en un conjunto estructural soldado geoméricamente complejo, pero se ha de seguir una regla básica: debe efectuarse la soldadura preferiblemente en el centro del conjunto estructural y realizarse todas las soldaduras subsiguientes a partir de él, favoreciéndose así la formación de las contracciones en estado libre.

Si no se controla la distorsión, existen dos métodos para corregirla: por fuerza y por calor. La distorsión de perfiles ligeros puede suprimirse simplemente por medio de la fuerza, por ejemplo mediante gatos y prensas hidráulicas.

En perfiles más pesados son necesarios el calentamiento y enfriamiento locales para generar tensiones térmicas que contrarresten las ya existentes.

1.6 Atenuación de tensiones residuales

El modo más común y eficaz de atenuar las tensiones residuales es el calentamiento. La elevación de la temperatura da lugar a una menor tensión de fluencia y permite la aparición de termofluencia. Ésta atenua las tensiones residuales mediante deformación plástica. Durante los tratamientos de atenuación de tensiones los elementos de acero soldados suelen calentarse a un calor rojo reducido (600°C). Las velocidades de calentamiento y enfriamiento durante esta atenuación térmica de tensiones deben controlarse cuidadosamente, de lo contrario pueden originarse en el elemento patrones adicionales de tensión residual. Existe un límite de tamaño para las estructuras cuyas tensiones pueden atenuarse térmicamente, debido tanto a las dimensiones de los hornos necesarios como a la posibilidad de distorsión de la estructura bajo su propio peso. Sin embargo, es posible tratar térmicamente uniones individuales de una estructura grande, colocando hornos pequeños en torno a esas uniones o empleando elementos calentadores eléctricos.

Otros métodos de atenuación de tensiones se basan en una dilatación térmica que proporciona fuerzas mecánicas capaces de contrarrestar las tensiones residuales originales. Es una técnica que puede aplicarse in situ pero que requiere inevitablemente un conocimiento preciso de la situación de las tensiones residuales de compresión, pues de lo contrario, más que reducirlo, puede aumentarse el nivel de tensión residual. También se puede aplicar una atenuación de tensiones puramente mecánica, siempre y cuando se disponga de la suficiente fuerza para alcanzar la deformación plástica necesaria.

2. SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS PARA ESTRUCTURAS

2.1 Introducción

Si la preparación de la soldadura es buena y se evitan los defectos inducidos por el operario (por ejemplo falta de penetración o de fusión), todos los aceros para estructuras normales pueden soldarse correctamente. Sin embargo, algunos de estos aceros quizá requieran tratamientos especiales para que la unión sea satisfactoria. Estos tratamientos no siempre son convenientes. La dificultad de obtener en algunos aceros uniones soldadas satisfactorias surge de los extremos de calentamiento, enfriamiento y estiramiento asociados al proceso de soldadura, junto con los cambios en la microestructura y las interacciones ambientales que se producen durante dicho proceso. Algunos aceros para estructuras no pueden soportar estos efectos sin que aparezca una fisuración de la unión. A continuación se exponen los diferentes

tipos de fisura que pueden aparecer y los remedios que se pueden aplicar.

2.2 Fisuración por solidificación del metal de aportación

La solidificación del baño de fusión de soldadura tiene lugar por el crecimiento de los cristales en dirección al centro del baño de soldadura, alejándose de la frontera de fusión, hasta que finalmente no queda líquido. En el proceso de crecimiento de los cristales, los elementos solutos y de impureza se ven empujados hacia delante de la intercara en crecimiento. Este proceso no es significativo hasta las etapas finales de la solidificación, cuando los cristales crecientes se enclavan en el centro de la soldadura. La elevada concentración de elementos solutos y de impureza puede dar lugar entonces en el centro de la soldadura a un líquido de bajo punto de solidificación, que actúa como una línea de debilidad y puede causar la aparición de fisuras bajo la acción de deformaciones de contracción transversales. En este tipo de fisuración son especialmente importantes elementos

de impureza tales como el azufre y el fósforo, pues provocan la presencia en el metal de aportación de silicios y fosfuros de bajo punto de fusión [3]. En la figura 6 se muestra una vista esquemática de la fisuración por solidificación.

Aunque para la mayoría de los aceros para estructuras se dispone de metales de aportación con una baja susceptibilidad a la fisuración por solidificación (bajos contenidos en azufre y fósforo), la fisuración aun puede surgir en las siguientes circunstancias:

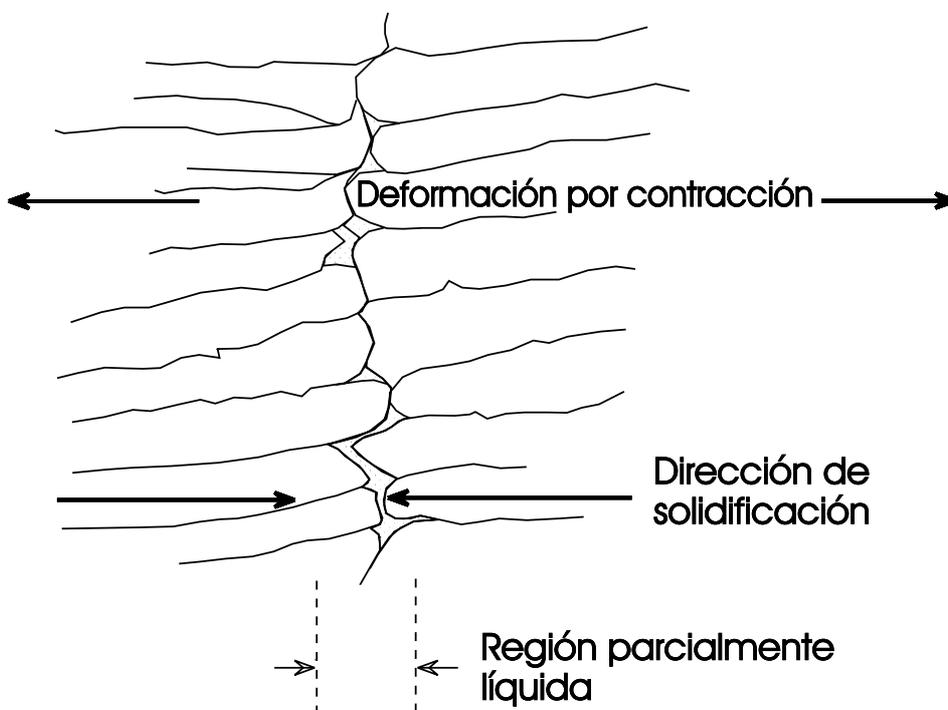


Figura 6 Fisura de solidificación

- Si se produce movimiento de la unión durante la soldadura, por ejemplo como resultado de la distorsión. Un ejemplo típico en este sentido es la soldadura en torno a un parche o tubuladura. Si la soldadura es continua, la contracción de la primera parte impone una deformación durante la solidificación del resto de la misma.
- Si el metal de aportación se contamina con elementos de impurezas tales como azufre o fósforo. Un ejemplo típico es la soldadura de elementos con un contenido elevado de azufre, como puede ser un elemento en un ambiente con contenido de azufre.
- Si el metal de aportación tiene que salvar una separación amplia, por ejemplo si el montaje es defectuoso. En este caso, la relación profundidad-anchura del metal depositado puede ser pequeña. La contracción de la soldadura impone una gran deformación en el centro de la misma.
- Si el acero de base no es adecuado, en el sentido de que la difusión de elementos de impureza desde el acero al metal de aportación puede hacerlo susceptible a la fisura-

ción. La fisurabilidad depende del contenido de elemento de aleación en el metal de base, y puede expresarse con la siguiente ecuación:

$$\text{Fisurabilidad elevada} = \frac{\%C[\%S + \%P + \%Si / 25 + \%Ni / 40]}{3\%Mn + \%Cr + 2(\%Mo + \%V)}$$

Nota: Cuanto mayor es el número, más elevada es la fisurabilidad.

La fisuración por solidificación se puede controlar mediante la selección cuidadosa de la composición química del metal de base, de los parámetros utilizados en el proceso de soldadura y del diseño de la unión, para evitar así las circunstancias esbozadas anteriormente.

2.3 Fisuración de la zona afectada por el calor (HAZ)

2.3.1 Fisuración por licuación (fusión líquida, "quemado")

El material de base de la HAZ no se funde como un todo, pero cerca de la línea de fusión la temperatura puede ser tan alta que puede tener lugar la fusión en los contornos de grano, debido a la presencia de componentes con un punto de fusión más bajo que la matriz circundante. Si la tensión residual es elevada se pueden producir en esta zona fisuras finas que pueden extenderse a causa de tensiones en el conjunto estructural soldado, o durante el servicio [3]. La figura 7 muestra una vista esquemática de la fisuración por licuación.

En los aceros, las películas de contorno del grano con un bajo punto de

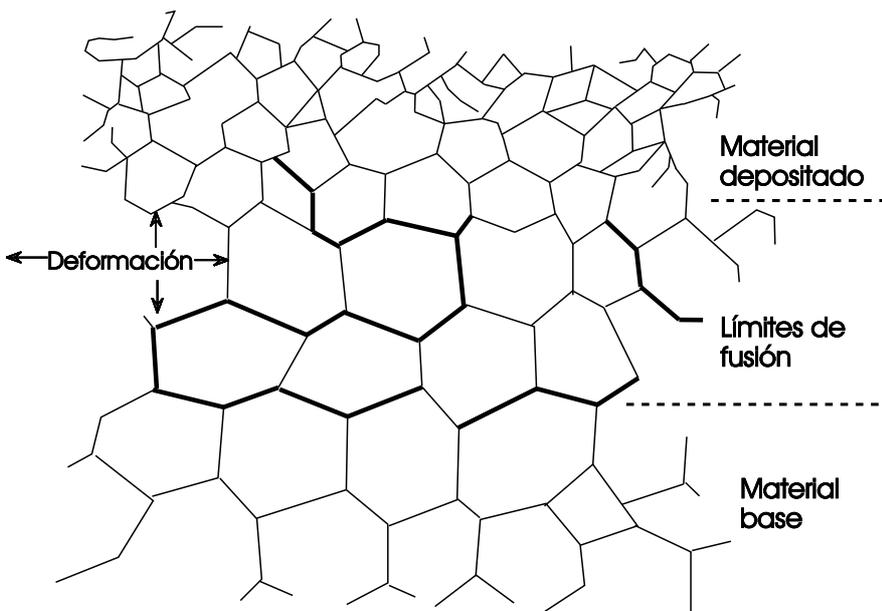


Figura 7 Fisura por licuación en la HAZ

fusión se pueden formar a partir de impurezas tales como el azufre, fósforo, boro, arsénico y estaño. Como en la fisuración por solidificación, un contenido aumentado de carbono, azufre y fósforo hacen al acero más proclive a la fisuración.

Existen dos modos principales de evitar la fisuración por licuación. Primero, ha de ponerse cuidado en mantener bajos los niveles de azufre y fósforo en el metal de base. Por desgracia, muchas especificaciones de acero permiten niveles de azufre y fósforo lo bastante elevados como para introducir el riesgo de fisuración por licuación. Segundo, sobre este riesgo influye el proceso de soldadura empleado. Procesos que incorporan una cantidad relativamente elevada de aportación calorífica, como la soldadura por arco sumergido o la de electroescoria, implican un mayor riesgo de fisuración por licuación que, por ejemplo, la soldadura manual por arco eléctrico. Esto es así porque la HAZ pasa más tiempo en la temperatura de licuación (permitiendo una disgregación mayor de elementos de bajo punto de fusión) y porque la soldadura se acompaña de una mayor cantidad de deformación térmica.

Durante la soldadura se introduce hidrógeno en el baño de fusión como resultado de la descomposición de compuestos del arco que contienen hidrógeno, por ejemplo humedad, pintura, grasa y herrumbre. Una vez el gas se ha disuelto en el metal de aportación, puede difundirse rápidamente a la HAZ durante el enfriamiento y a temperaturas ambiente. A su tiempo, el hidrógeno se difundirá saliendo del acero. En un recipiente de paredes gruesas esta difusión puede durar semanas.

- b. Un metal de aportación o HAZ susceptibles

La velocidad de enfriamiento que sigue a la mayoría de los procesos de soldeo por fusión es relativamente rápido. Este enfriamiento puede dar lugar a la formación de martensita u otra estructura endurecida en la HAZ y posiblemente incluso en el metal de aportación. Estas estructuras pueden fragilizarse incluso en presencia de pequeñas cantidades de hidrógeno.

- c. Un nivel elevado de tensión residual tras la soldadura

2.3.2 Fisuración inducida por hidrógeno

Esta forma de fisuración (llamada también HAZ, bajo cordón, en frío o retardada) tiene lugar en la HAZ a temperaturas inferiores a 200°C. Las fisuras pueden formarse en minutos o con varios días de retraso. Deben coexistir tres factores para que aparezcan las fisuras. Estos factores son:

- a. La presencia de hidrógeno

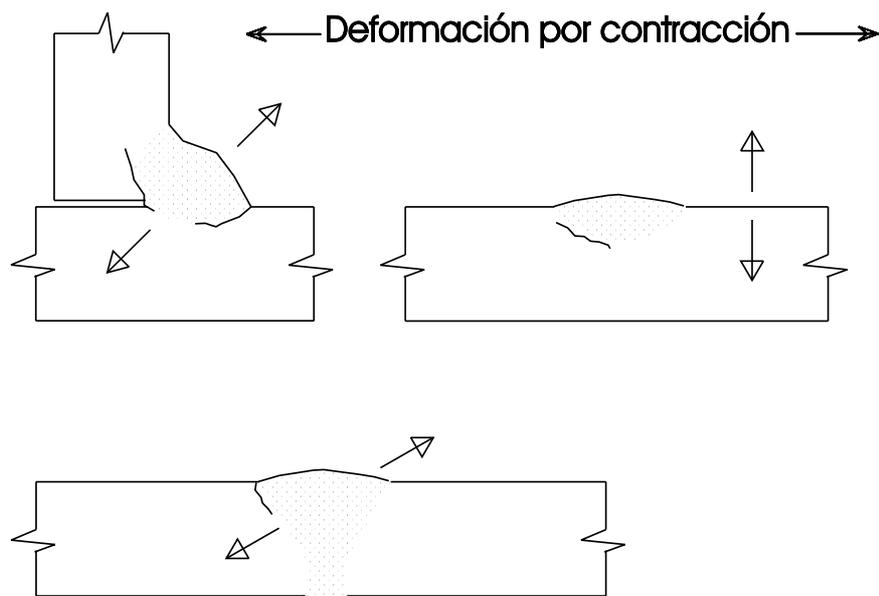


Figura 8 Fisura por HAZ inducido por hidrógeno

La fisuración se desarrolla bajo la acción que las tensiones residuales derivadas de la soldadura ejercen sobre la microestructura susceptible de la HAZ o del metal de aportación, donde se ha producido una fragilización debido a la presencia de hidrógeno en solución [3]. En la figura 8 se ilustra una vista esquemática de la fisuración por absorción de hidrógeno en la HAZ de diferentes diseños de soldadura.

Los métodos para evitar la fisuración por absorción de hidrógeno implican la eliminación o limitación de uno de los tres factores necesarios para que se produzca. Puede evitarse seleccionando un material que no se endurece en la HAZ o el metal de aportación según el particular proceso de soldadura empleado. La probabilidad de endurecimiento en la HAZ está controlada por la velocidad de enfriamiento tras la soldadura y por la templeabilidad del acero de base. La templeabilidad de un acero se rige por su composición química. Un modo útil de describir la templeabilidad es estimar la contribución total a la misma de todos los elementos de aleación presentes en el acero. Esta estimación se lleva a cabo mediante una fórmula empírica que define un valor de equivalente de carbono (CEV, "carbon equivalent value") y que tiene en cuenta los elementos importantes que afectan a la templeabilidad. La siguiente es una fórmula característica para el CEV (aceptada por el Instituto Internacional de la Soldadura):

$$\text{CEV} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15}$$

Como regla general, el endurecimiento en la HAZ se puede evitar utilizando un acero con un CEV inferior a 0,42, aunque debe tenerse en cuenta que los parámetros del proceso de soldadura influyen sobre este valor.

El aumento del índice de la aportación calorífica del proceso de soldadura (cuando es posible) resulta beneficioso, pues da lugar a una velocidad de enfriamiento más lento tras la soldadura y, por tanto, a una menor probabilidad de endurecimiento en la HAZ. Por la misma razón,

el riesgo de fisuración por absorción de hidrógeno es menor al soldar chapas y perfiles delgados, pues la velocidad de enfriamiento en la HAZ es más bajo que en perfiles gruesos.

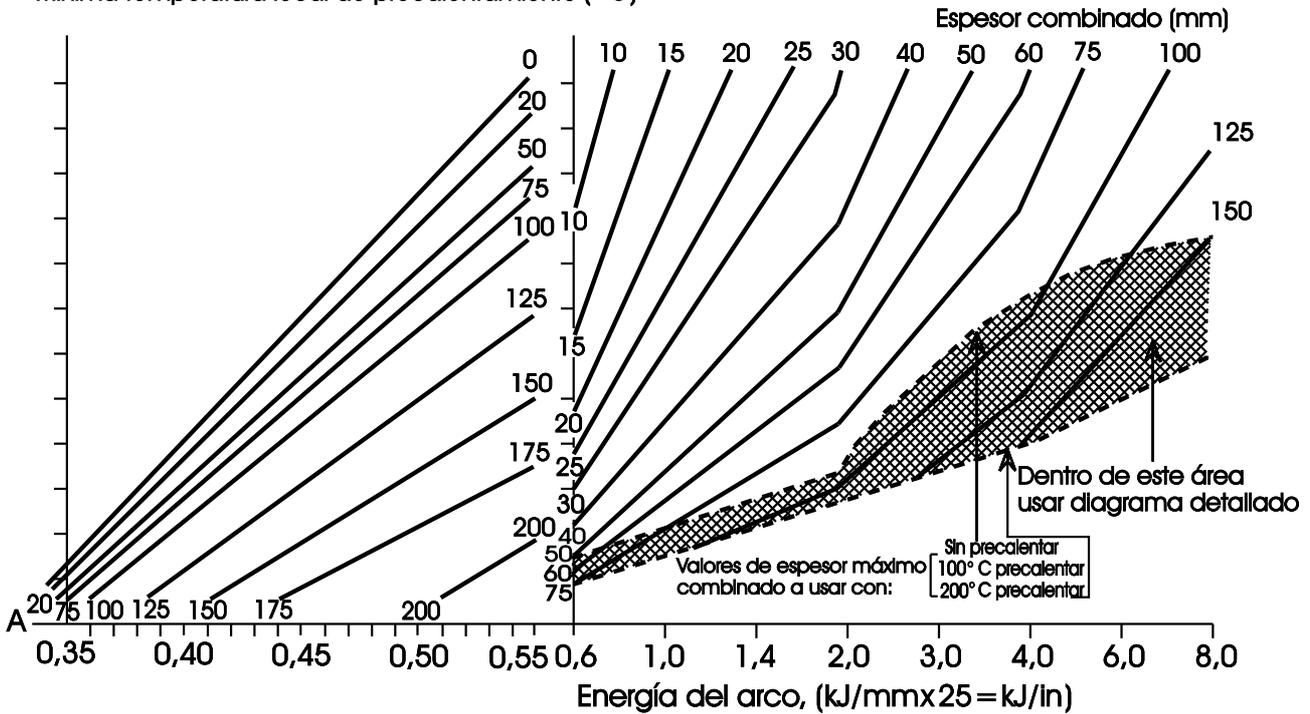
Otra medida para impedir la fisuración es limitar la presencia de este elemento evitando la humedad, la herrumbre y la grasa, utilizando electrodos de hidrógeno controlado (electrodos con revestimiento básico secados correctamente) y procesos de soldadura con bajo contenido en hidrógeno (MIG o soldadura por arco en atmósfera inerte).

Si estas precauciones no bastan, es necesario el precalentamiento. El precalentamiento y el mantenimiento de una temperatura mínima entre la aplicación de cordones durante la soldadura de varios de ellos, tienen dos efectos. Primero, la HAZ se ablanda al reducirse la velocidad de enfriamiento. Segundo, se acelera la difusión de hidrógeno desde la zona de soldadura, de manera que queda menos una vez ésta se ha enfriado. La mínima temperatura de precalentamiento necesaria para evitar la fisuración por absorción de hidrógeno depende de la composición química del acero, de la aportación calorífica y de los espesores que se unen.

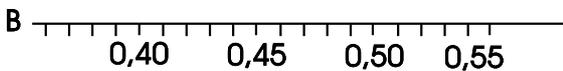
Esta mínima temperatura de precalentamiento se puede calcular interrelacionando esos datos en un diagrama de procedimiento de soldadura [3]. La figura 9 muestra un ejemplo de uno de esos diagramas, correspondiente a aceros de carbono y manganeso. Este diagrama se utiliza de la forma siguiente:

1. En la escala horizontal se selecciona la aportación adecuada (energía de arco).
2. Verticalmente se intersecta la línea del espesor combinado pertinente para el diseño de unión en cuestión.
3. Horizontalmente, desde el punto de intersección, se efectúa la lectura de la temperatura de precalentamiento correspondiente al CEV del acero que se está soldando.

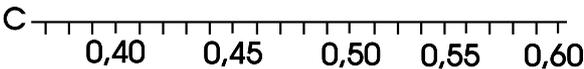
Mínima temperatura local de precalentamiento (°C)



A Normalmente aplicable



B Electrodo básico según instrucciones del fabricante.



C Electrodo secado a temperaturas más altas y mantenidos secos con extremo cuidado. La mayor parte de procesos de gas protegidos.

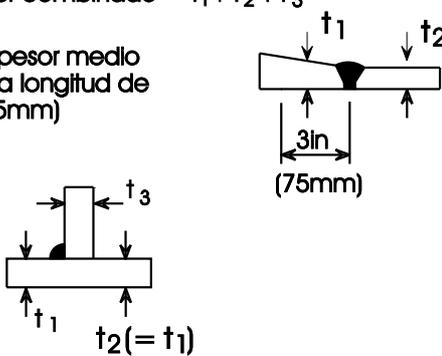


D Procesos caracterizados por muy bajo potencial de hidrógeno, ej. arco de argón-tungsteno.

Escala
Equivalente de carbono

$$\text{Espesor combinado} = t_1 + t_2 + t_3$$

t = Espesor medio en una longitud de 3in (75mm)



Para espesor combinado directamente opuesto de soldadura en ángulo gemela
 $= 1/2(t_1 + t_2 + t_3)$

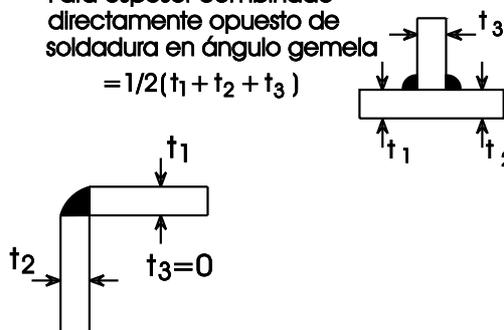


Figura 9 Diagrama de procedimiento de soldadura para aceros de carbono-manganeso

2.4 Desgarro laminar

Este problema puede surgir si las tensiones residuales derivadas de la soldadura se aplican a través del espesor de al menos una de las chapas que se están uniendo [3]. La fisuración se produce si la ductilidad en el espesor de la chapa es muy baja. La figura 10 muestra una vista esquemática de esta modalidad de fisuración.

La fisuración tiene lugar normalmente en el metal de base, cerca del límite exterior de la HAZ. Las fisuras tienen una característica apariencia escalonada, con los "filetes" de esos escalones paralelos a la dirección de laminado de la chapa de acero. Al contrario que la fisuración por absorción de hidrógeno, los desgarros laminares no están necesariamente confinados a la HAZ. En algunos casos, la fisuración se puede producir en medio del espesor de una chapa si ésta está empotrada en ambos lados por una soldadura.

El desgarro laminar surge debido a que la ductilidad en el espesor de la chapa está reducida por la presencia de inclusiones planares paralelas a su superficie. Todos los aceros para estructuras ordinarios contienen gran número de inclusiones consistentes en sustancias no metálicas producidas en el proceso de fabricación del acero, por ejemplo sulfatos y silicatos. Estas inclusiones se forman como esferas, películas de contorno del grano o pequeñas partículas angulares en el lingote de acero, conforme éste se enfría tras la colada. Cuando el lingote se lamina para hacer chapas de acero, las inclusiones se deforman en discos paralelos a la superficie de la chapa. Los diferentes tipos de inclusiones se deforman de diferentes maneras y se rompen durante el laminado. La forma, distribución y densidad de las inclusiones de una chapa laminada determinan la ductilidad en el espesor. Solo una pequeña proporción de chapas de acero tienen una ductilidad en el espesor lo suficien-

temente baja como para ser susceptibles al desgarro laminar.

El desgarro laminar se puede evitar fundamentalmente de cuatro formas:

- Un diseño de la unión mejorado

El diseño de un conjunto estructural soldado se puede modificar para evitar las tensiones residuales en la dirección en el espesor de una chapa. La figura 11 muestra algunos ejemplos.

- Uso de productos forjados

La distribución laminar de las inclusiones en una chapa es el resultado de la deformación plástica acaecida durante el laminado. La distribución de inclusiones en los productos forjados no es tan perjudicial.

- Selección de la chapa

La utilización de chapas de acero con una cantidad relativamente reducida de inclusiones planares, y por tanto con una adecuada ductilidad en espesor.

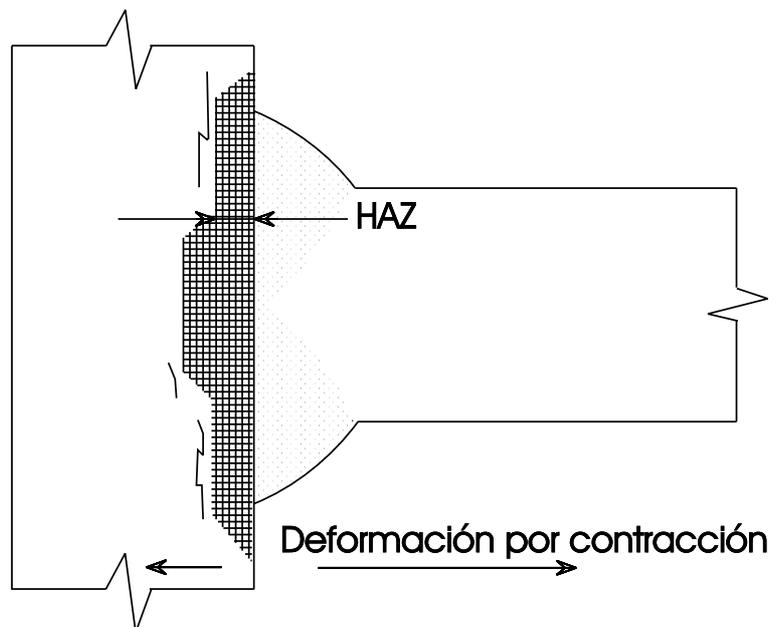
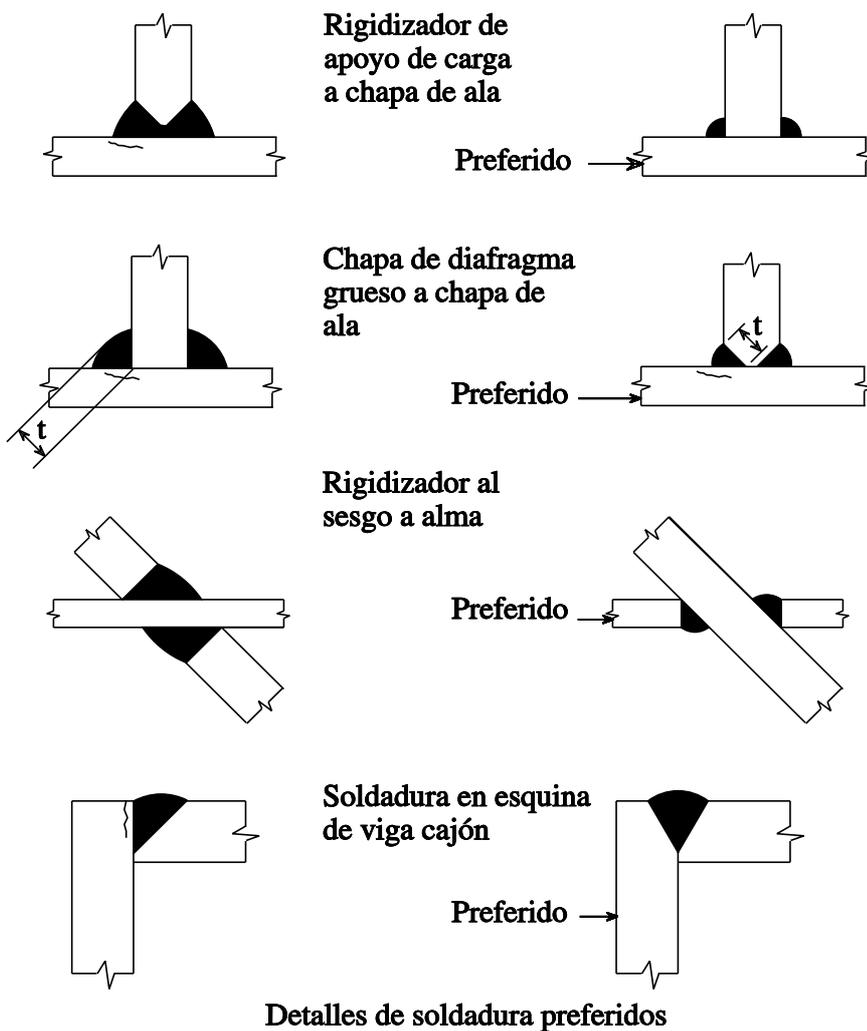


Figura 10 Rasgado lamelar



Detalles de soldadura preferidos

Figura 11 Cambios en el diseño de soldadura y preparación que se puede usar para evitar rasgado lamelar

- d. Empleo de una capa de metal de aportación de baja resistencia

Reduce la deformación transmitida a través del espesor de las chapas de acero soldadas, pues el metal de aportación blando puede deformarse plásticamente. Esta técnica, conocida como “empaste” (“buttering”), resulta relativamente cara, pero puede utilizarse cuando no pueden evitarse las uniones susceptibles.

2.5 Fisuración por recalentamiento

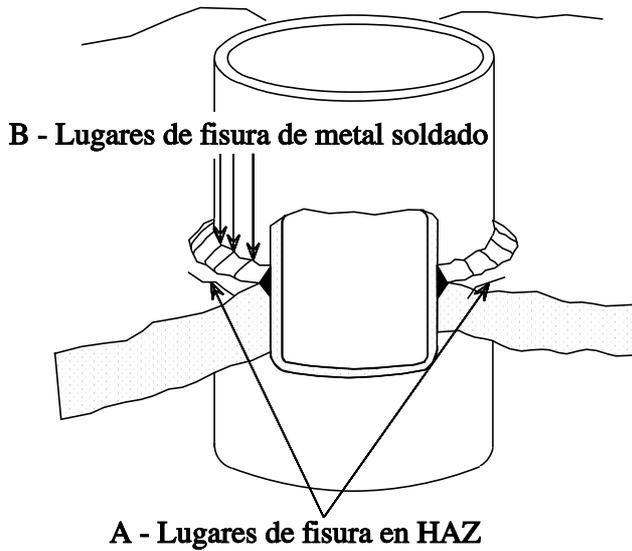
En muchos conjuntos estructurales soldados se recomienda la eliminación o reduc-

ción de tensiones residuales tras la soldadura por medio de atenuación térmica de tensiones. En este proceso, la unión alcanza un intervalo de temperatura en la que se puede producir una rápida termofluencia (de un tercio a la mitad del punto de fusión). Como resultado de ello, las tensiones residuales de la soldadura son atenuadas por deformación plástica. Durante este proceso se puede producir una fisuración si la ductilidad de la HAZ o de la soldadura no basta para admitir la deformación que acompaña a la atenuación de tensiones residuales [3]. En la figura 12 se muestra una vista esquemática de la fisuración por recalentamiento.

La tensión residual de tracción que actúa como fuerza motriz del proceso de fisuración puede verse complementada por las tensiones térmicas

transitorias de la zona de soldadura. Estas surgen de un calentamiento rápido irregular hasta la temperatura de atenuación de tensiones. La presencia de concentradores de tensión geométricos, por ejemplo bordes o soldaduras de solape, y de fisuras preexistentes, por ejemplo por licuación y por absorción de hidrógeno, acentúan el problema.

El problema de la fisuración predomina más durante las operaciones de atenuación de tensiones, pero puede plantearse también en situaciones de servicio. En estos casos se supone que el inicio de la fisura se pospondrá mucho más tiempo, pues la temperatura de servicio es por lo general significativamente más baja que la de atenuación de tensiones.



La fisuración por recalentamiento está confinada en la práctica principalmente a los aceros de aleación que contienen cantidades sustanciales de elementos con una intensa actividad de formación de carburos, por ejemplo Cr, Mo y V. La presencia de carburos de aleación inhibe el deslizamiento del contorno de grano y reduce así la ductilidad de alta temperatura. La fisuración puede evitarse normalmente mediante el perfilado de la soldadura, por ejemplo eliminando con la muela cualquier concentrador de tensión geométrico, como bordes y soldaduras de solape, con anterioridad al tratamiento térmico, y mediante un control de la velocidad de calentamiento para evitar tensiones térmicas transitorias elevadas.

Fisuras transversales en metal soldado, HAZ o ambas

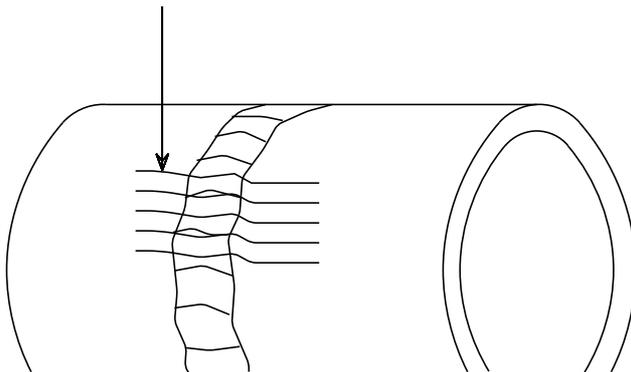


Figura 12 Fisura por precalentamiento en diferentes diseños de uniones soldadas

3. RESUMEN FINAL

- Un acero para estructuras solo puede considerarse soldable si el comportamiento en servicio de las uniones del acero es satisfactorio.
- Para alcanzar en aplicaciones estructurales niveles de rendimiento adecuados, la unión soldada debe presentar una buena integridad. Solo se puede alcanzar un elevado nivel de integridad si la microestructura de la unión soldada posee la suficiente ductilidad como para resistir sin fisurarse las tensiones residuales que se derivan del ciclo térmico de la soldadura.
- La composición química del metal de aportación y del de base (valor de equivalente de carbono), junto con los parámetros del proceso de soldadura, influyen en la determinación de la ductilidad de la unión.
- El nivel de elementos de impureza, como el azufre, el fósforo y el hidrógeno, es un factor especialmente importante a la hora de determinar si durante la soldadura tendrá lugar la formación de fisuras.

4. BIBLIOGRAFÍA

- [1] Hicks, J. G., "Welded Joint Design", BSP Professional Books, 1979.
- [2] Pratt, J. L., "Introduction to the Welding of Structural Steelwork", Steel Construction Institute, 3rd rev. ed. 1989.
- [3] Baker, R. G., "The Welding of Pressure Vessel Steels", The Welding Institute, 1973.

DIPOSITIVAS COMPLEMENTARIAS DEL TOMO 3: METALURGIA APLICADA



T3c1 Horno de colada



T3c2 Horno de arco eléctrico



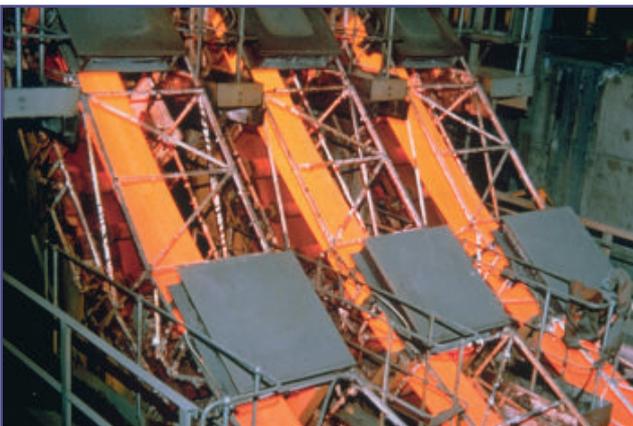
T3c3 Horno de colada



T3c4 Moldeado de lingote



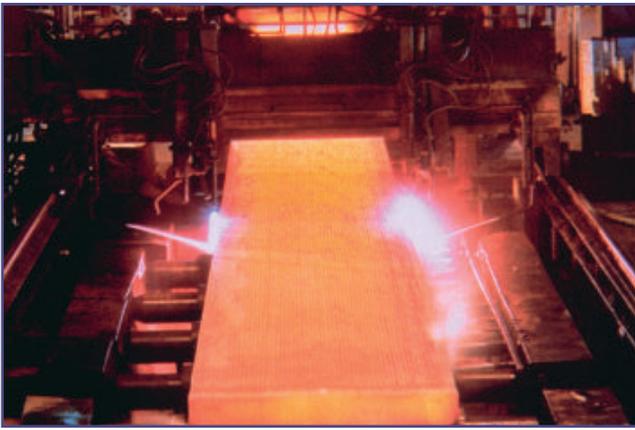
T3c5 Desmoldeo de lingote



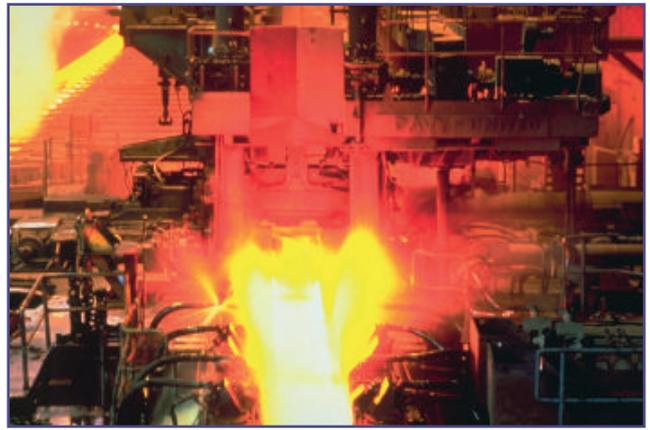
T3c7 Colada continua



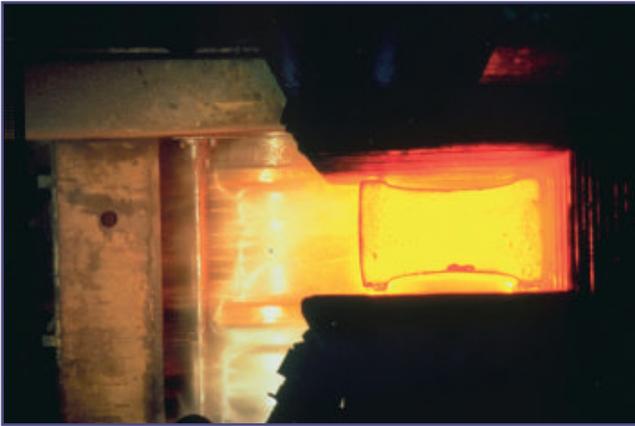
T3c6 Colada continua



T3c8 Colada continua



T3c9 Tren de laminación



T3c10 Sección laminada



T3c11 Sección laminada



T3c12 Sección laminada



T3c13 Equipo mecánico para manipulación de barras de acero caliente



T3c14 Mesa de control



T3c15 Corte longitudinal



T3c16 Mesa de enfriamiento



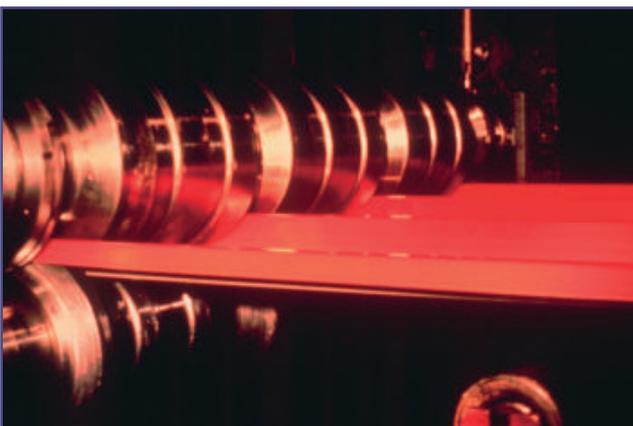
T3c17 Línea continua de chapa



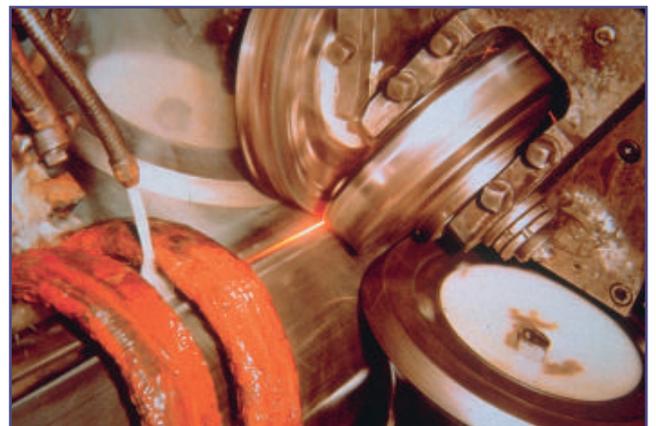
T3c19 Línea de galvanizado



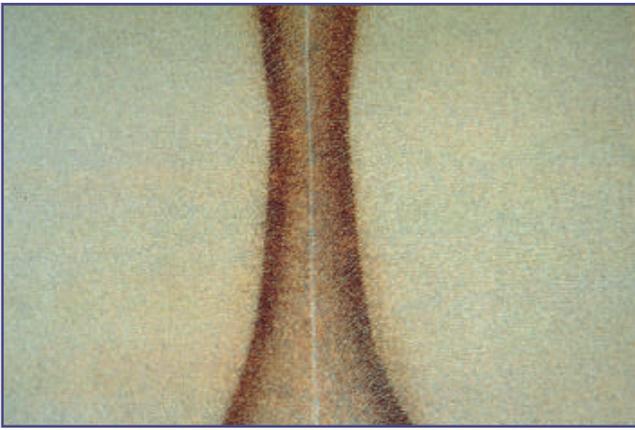
T3c18 Línea de galvanizado



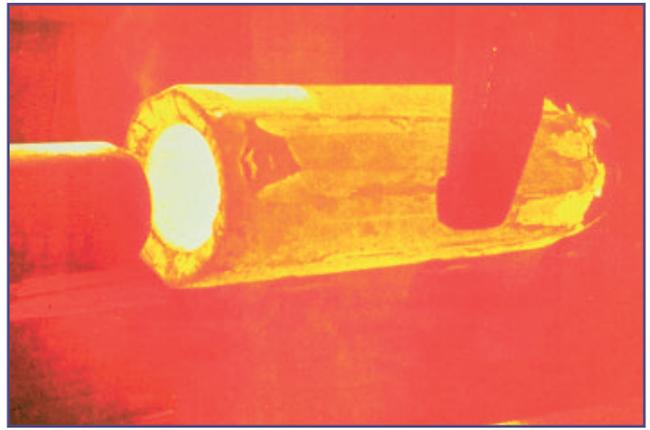
T3c20 Línea de rodillos



T3c21 Productos diversos



T3c22 Microestructura de la soldadura



T3c23 Proceso de laminación de tubos sin costura



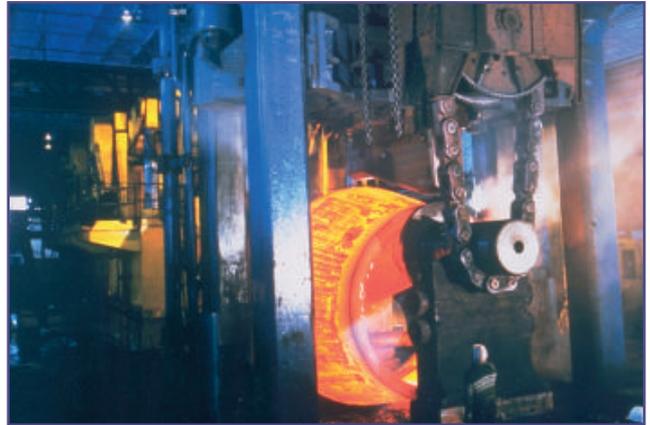
T3c24 Nudo de acero moldeado para uniones, Terminal de Aeropuerto de Stuttgart



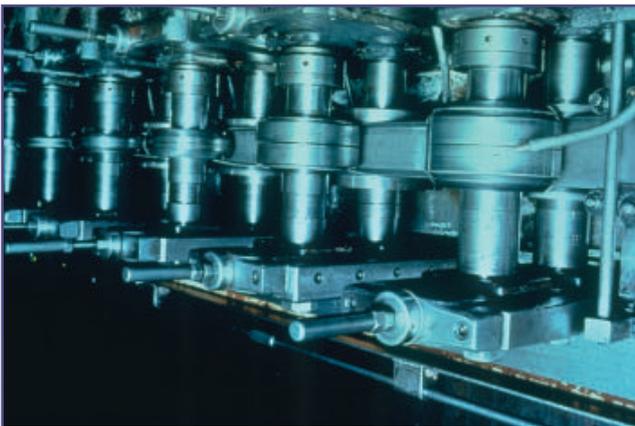
T3c25 Moldeado con arena



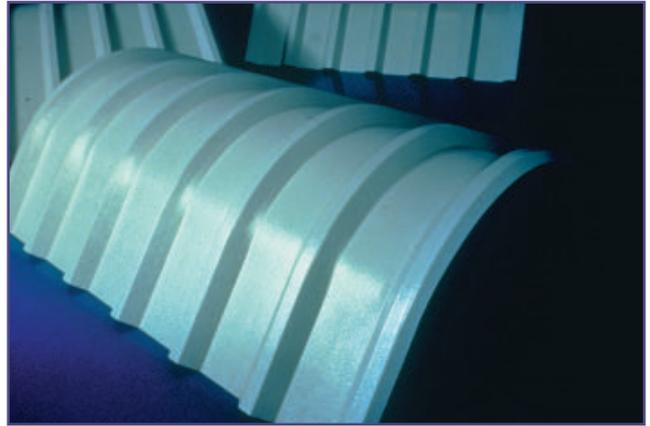
T3c26 Moldeado con cera



T3c27 Forja



T3c28 Laminación en frío



T3c29 Chapas curvas de cubrición