

**CARACTERIZACIÓN DINÁMICA DE DOS ACEROS
MICROALEADOS DE MEDIO CARBONO MEDIANTE
ENSAYOS DE COMPRESIÓN A ALTA TEMPERATURA.
APLICACIÓN DE MAPAS DE PROCESADO.**

Anas Al Omar

Memoria de tesis presentada para optar al grado de Doctor en Ciencias Físicas
por la Universitat Politècnica de Catalunya.

Dirigida por el Dr. José Manuel Prado Pozuelo
Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica.
E.T.S. d'Enginyeria Industrial de Barcelona
Universitat Politècnica de Catalunya

Febrero 1996



E.T.S.E.I.B.



*A LA MEMORIA DE MI PADRE
Y A MI MADRE.*

سورة الحديد

Hemos mandado nuestros mensajeros con pruebas manifiestas,
Con ellos hemos hecho descender
el Libro y la balanza,
para que las gentes practiquen la equidad.
Hemos hecho descender el hierro:
portador de un mal aterrador
pero también de un bien de gran utilidad para las gentes
para que Allah conozca a quienes socorren en secreto
a Él y a sus mensajeros
ciertamente Allah es fuerte poderoso.

[Versículo 25 de la Sura 57: El hadid (el hierro)].

(٥٧) سورة الحديد
وَأَنزَلْنَا ٢٩ نَزَلَتْ بَعْدَ الزُّلْمَةِ

○ لَقَدْ أَرْسَلْنَا رُسُلَنَا

بِالْبَيِّنَاتِ وَأَنْزَلْنَا مَعَهُمُ الْكِتَابَ وَالْمِيزَانَ لِيَقُومَ النَّاسُ بِالْقِسْطِ

وَأَنْزَلْنَا الْحَدِيدَ فِيهِ بَأْسٌ شَدِيدٌ وَمَنْفَعٌ لِلنَّاسِ وَلِيَعْلَمَ اللَّهُ مَنْ

يَنْصُرُهُ وَرُسُلَهُ بِالْغَيْبِ إِنَّ اللَّهَ قَوِيٌّ عَزِيزٌ ﴿٢٥﴾

AGRADECIMIENTOS

Aunque fuera yo más elocuente y mi pluma más dócil, hubiera sido incapaz de describir lo que se siente cuando, tras años de muchos esfuerzos, se ven aparecer por fin los frutos de un trabajo que marca el final de una etapa y inicio de otra. Y cuando recuerdo la realización de este trabajo muchos momentos me vienen a la memoria, y la verdad es que la mayoría son agradables. Estos momentos han sido debidos a muchas personas, por ello quiero expresarles mi agradecimiento:

Al Dr. *José Manuel Prado Pozuelo* bajo cuya acertada dirección ha sido realizada esta Tesis y de quien en todo momento he recibido conocimientos, apoyo incondicional e interés hacia mi trabajo. Me siento muy orgulloso de haber sido su doctorando y formar parte de su grupo de investigación ha sido una experiencia que recordaré siempre.

A *José María Cabrera*, compañero de los años de doctorado, por ser un gran amigo. Una parte importante de este trabajo nunca habría sido posible sin su ayuda. Le agradezco sus consejos, el estímulo que me ha dado en todo momento y por su valiosa y desinteresada colaboración.

A *Eva vaqué y Eduardo Flores*, mis compañeros de chiringuito, por los buenos momentos que hemos compartido, por la disponibilidad a colaborar en todo momento y sobre todo por la amistad consolidada a lo largo de estos años.

Al Dr. *Josep Antón Planell*, Director del Departamento, por su ayuda desinteresada y por haber contribuido a mi formación científica.

A todos los miembros de la delegación de Barcelona del Departamento de Ciencia de Materiales e ingeniería Metalúrgica y especialmente a los profesores: Dr. *Antonio Herrero Palomo*, *M^a Dolores Riera*, Dr. *Jordi Tartera*, Dr. *Xavier Gil* y Dr. *Marc Anglada* por los conocimientos impartidos y por el apoyo y atención que siempre me prestaron durante la realización de este trabajo. También agradezco la colaboración de *Montse Marsal* y *Julia Simón*

A todos los compañeros del Departamento: *Nuria Salan*, *Montse Ontañon*, *Nuri Gorriz*, *Pau Ginebra*, *Angels Campillo*, *Antonio Mateo*, *Angel Pujol*, *Luis Llanes*, *José María Manero*, *Enrique Fernández*, *Daniel Rodríguez*, *Rafael Fernández*, *Heber D'armas*, ... que de alguna forma u otra me prestaron su colaboración. No quisiera dejar de citar a los más recientemente llegados *Ibrahim*, *Khalil* y *Mohamed*.

A las secretarias del Departamento, *Ofelia Alba* y *Lluïsa Valls*, por su disponibilidad en todo momento.

A D. *Ramón Martín*, por su generosa ayuda y cuya cooperación ha agilizado notablemente la realización de la parte experimental de esta Tesis.

A los amigos: *Mohamed Dohri*, *Rachid Zquiak*, *Rachid Dkiouak*, *Mohamed Boutaliss* y *Mohamed El Bekkari* por haberlos tenido siempre a mi lado y haber conseguido hacer menos dura mi estancia en Barcelona.

A todos los miembros de mi familia porque siempre me han mostrado su apoyo y ánimo.

A todos aquellos que quedan en el pensamiento y en el corazón.

A tots ells el meu agraïment.

RESUMEN

Los aceros microaleados de medio carbono se utilizan ya de forma restringida en la elaboración de componentes mecánicos en la industria de la automoción. Su interés se deriva del hecho de no necesitar un tratamiento térmico de temple y revenido después de la forja de la pieza. Esto supone un ahorro económico y energético al disminuir el número de operaciones. El que este tipo de aceros pueda ser utilizado con mayor generalidad depende de que se pueda optimizar tanto su composición química como los parámetros del proceso de forja de forma que se mejoren las propiedades mecánicas. Para conseguir esta meta industrial es necesario profundizar en el conocimiento de una serie de fenómenos físico-mecánicos que tienen lugar durante la deformación plástica de este material.

La presente tesis se centra en la caracterización de dos aceros microaleados de medio carbono, con composición química diferente, mediante ensayos de compresión en caliente a velocidades de deformación verdadera constante. Por ello, se estudia las características de fluencia y el comportamiento de recristalización dinámica de los dos aceros a diferentes temperaturas y velocidades de deformación. Asimismo se ha analizado el efecto de la precipitación dinámica y la interacción entre la recristalización y la precipitación dinámica.

Usando el modelo dinámico de materiales se optimizan, en este estudio, los parámetros del proceso de deformación mediante los mapas de procesado de cada acero, a diferentes condiciones de austenización. Los resultados obtenidos muestran que los mapas de deformación exhiben varios dominios asociados a los fenómenos de restauración y recristalización dinámica. Además se verifica que la estructura inicial tiene un efecto muy importante en la evolución de los mapas de procesado y el comportamiento a fluencia de ambos aceros.

También se comprueba que el comportamiento a fluencia en caliente de ambos aceros estudiados puede ser correctamente modelizado con la ecuación clásica del

senohiperbólico teniendo en cuenta la normalización de la tensión por el módulo de Young y de la velocidad de deformación por el coeficiente de autodifusión de la austenita $D(T)$. Además, se verifica que para mantener la validez del modelo utilizado es necesario incluir una tensión adicional a la tensión global cuando el tamaño de grano inicial es muy fino.

ÍNDICE

Capítulo 0.- INTRODUCCIÓN	1
Capítulo I.- CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE	4
I- INTRODUCCIÓN	4
II- ASPECTOS METALÚRGICOS DE LA DEFORMACIÓN EN CALIENTE	5
II-1 Endurecimiento por deformación	7
II-2 Restauración dinámica	9
II-2-1 Curvas de fluencia	9
II-2-2 Evolución de la estructura	9
II-3 Recristalización dinámica	10
II-3-1 Curvas de fluencia	11
II-3-1-1 Los resultados de transición de Steinemann	12
II-3-1-2 El modelo de Luton y Sellars	12
II-3-1-3 El modelo de Sah, Richardson y Sellars	14
II-3-2 Cambios estructurales asociados con la recristalización dinámica	16
II-3-2-1 Mecanismos de nucleación y crecimiento en la recristalización dinámica	16
II-3-2-2 Características microestructurales del comportamiento de pico simple y de picos múltiples	17
II-3-2-3 Condición crítica basada en el tamaño de grano para una transición entre la recristalización cíclica y a pico simple	21

II-4 Interacción recristalización-precipitación	24
II-4-1 Efecto de los elementos microaleantes en solución sólida	26
II-4-2 Efecto de la precipitación de los microaleantes	27
II-4-3 Interacción entre precipitación y recristalización	28
III- MODELIZACIÓN DINÁMICA DEL COMPORTAMIENTO DE MATERIALES	31
III-1 conceptos generales sobre la modelización del comportamiento de un material	31
III-2 Leyes de comportamiento de materiales en un proceso de conformado en caliente	33
III-2-1 Termodinámica de la deformación por movimiento de dislocaciones	33
III-2-2 Ecuaciones constitutivas	36
III-3 Modelización del comportamiento dinámico del material en un proceso de deformación en caliente	38
III-3-1 Conformabilidad de un material	39
III-3-2 Mapas de deformación	40
III-3-2-1 Mapas de deformación de Ashby-Frost	41
III-3-2-2 Mapas de deformación de Rishi Raj	41
III-3-2-3 Mapas de deformación de Rao-Raj	43
III-3-3 Modelización dinámica del comportamiento del material	44
III-3-3-1 Conceptos básicos	45
III-3-3-2 Evaluación del co-contenido de energía J	47
III-3-3-3 Eficiencia de la disipación de energía	48
III-3-4 Interpretación de los mapas de procesado	49
III-3-5 Mapas de procesado para algunos materiales comerciales	50
III-4 Determinación de zonas de estabilidad metalúrgica en los mapas de disipación de energía	55
III-4-1 Criterio de estabilidad de Liapunov	55
III-4-2 Termodinámica irreversible de la fluencia plástica en las grandes deformaciones	58
Capítulo II.- MATERIAL ESTUDIADO	62
I- INTRODUCCIÓN	62

II- PERSPECTIVA HISTÓRICA DE LOS ACEROS MICROALEADOS	64
II-1- Evolución histórica	64
II-2- Familias de aceros microaleados de medio carbono desarrolladas, en las dos últimas décadas, para la fabricación de componentes mecánicos ...	65
III- FUNDAMENTOS METALÚRGICOS DE LOS ACEROS MICROALEADOS	68
III-1- Relaciones entre la microestructura y las propiedades mecánicas	68
III-1-1- Mecanismos generales de endurecimiento	68
III-1-2 Efectos de la estructura sobre las propiedades mecánicas	74
III-2- Metalurgia física de los aceros microaleados	77
III-2-1 Efecto de los elementos microaleantes	79
III-2-1-1 Productos de solubilidad	79
III-2-1-2 Fenómeno de la precipitación y tipos de precipitados ...	80
III-2-1-2-1 Consideraciones termodinámicas	80
III-2-1-2-2 Tipos de precipitados	81
III-2-1-3 Elementos de adición usuales en los aceros microaleados	82
III-2-2- Mecanismos de endurecimiento en los aceros microaleados	84
III-2-2-1 Endurecimiento por afino de grano	84
III-2-2-2 Endurecimiento por precipitación	88
IV- APLICACIONES DE LOS ACEROS MICROALEADOS	92
V- ACEROS MICROALEADOS ESCOGIDOS PARA EL DESARROLLO DE ESTA TESIS.....	95
Capítulo III.- PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	96
I- INTRODUCCIÓN	96
II- OBJETIVO DE LOS ENSAYOS MECÁNICOS DE SIMULACIÓN DE LOS PROCESOS DE CONFORMACIÓN	97
III- PARÁMETROS DE LA DEFORMACIÓN EN CALIENTE	98
III-1 Deformación aplicada	98
III-2 Velocidad de deformación	99
III-3 Temperatura	101
IV- PRINCIPIO DE EQUIVALENCIA	102
V- TÉCNICAS EXPERIMENTALES	104

V-1 Teoría del ensayo de compresión uniaxial en caliente	105
V-2 Método experimental diseñado para la obtención de los resultados del presente trabajo	108
V-3 Metalografía	112
Capítulo IV.- RESULTADOS EXPERIMENTALES	114
I- CURVAS DE FLUENCIA	115
I-1 Variación de la deformación de pico con la velocidad de deformación	147
II- MAPAS DE PROCESADO	149
II-1 Mapas de disipación de energía	149
II-2 Mapas de predicción de la inestabilidad plástica	161
III- Microestructura inicial de los dos aceros estudiados	167
III-1 Aceros V y M austenizados durante 5 minutos a 1200 °C	167
III-2 Aceros V y M austenizados durante 30 minutos a diferentes temperaturas de deformación	168
III-3 Aceros V y M austenizados durante 5 minutos a diferentes temperaturas de deformación	172
Capítulo V.- DISCUSIÓN	178
I- INTERPRETACIÓN DE LOS MAPAS DE PROCESADO	179
I-1 Casos V1200 y M1200	181
I-2 Casos V30min y M30min	197
I-3 Caso V5min	207
II- INTERPRETACIÓN DE LOS MAPAS DE INESTABILIDAD PLÁSTICA	213
III- ECUACIÓN PREDICTIVA Y TENSIONES INTERNAS	214
III-1 Determinación de la ecuación predictiva para σ_p en el caso del acero M	216
III-2 Determinación de la ecuación predictiva para σ_{ss} en el caso del acero M	228
Capítulo VI.- CONCLUSIÓN	237
BIBLIOGRAFÍA	241

INTRODUCCIÓN

Desde su aparición en el siglo XIX la tecnología siderúrgica está en evolución perpetua e integra constantemente las posibilidades y las exigencias coyunturales que son en el centro de sus preocupaciones: ahorro de energía, rentabilidad de sus instalaciones, automatización, informatización de los procedimientos y competitividad de sus productos en el mercado mundial que, tanto por razones técnicas como políticas, presenta a menudo una cierta anarquía. Además de los costes de inversión y la mano de obra, los dos justificantes del precio de las piezas en acero son el consumo de energía y la materia prima. A pesar de todas estas dificultades la siderurgia sigue siendo, por sus particularidades excepcionales, una industria de prestigio y una industria estratégica.

Sin embargo, la crisis energética que se inició en los años 70 ha llevado a los fabricantes de automóviles a tener como uno de sus objetivos principales reducir el peso de los vehículos con el fin de aumentar, por una parte, el rendimiento en el consumo de combustible y, por otra, las prestaciones, sin disminuir, sino todo lo contrario, la seguridad en los mismos.

Para conseguir este objetivo, numerosas soluciones han sido y son estudiadas, propuestas y puestas en marcha con aspectos múltiples de la técnica, de la tecnología, de la economía y de la política. Una de las soluciones que, en muchos casos, puede proporcionar resultados muy interesantes que combinan un ahorro económico de la energía y un ahorro de la materia prima es la utilización de los aceros microaleados.

Los aceros microaleados son fundamentalmente aceros del tipo C-Mn, que se caracterizan por tener concentraciones inferiores a 0,15% de Nb, Ti, V o Al, adicionados de forma individual o combinada. Estos elementos, a causa de la gran afinidad que tienen por el C y por el N, pueden precipitar en forma de carbonitruros, carburos y nitruros dispersados en la matriz ferrítica y tienen de hecho un gran poder endurecedor. De esta forma, tanto la composición química del acero como el efecto del tipo y cantidad del elemento microaleante, así como las condiciones de operación del tratamiento termomecánico, determinan las propiedades mecánicas y la microestructura de dichos aceros directamente al final de las operaciones de conformado. En realidad, el control de las propiedades y de la microestructura se logra a través del afino de grano y del endurecimiento por precipitación durante el enfriamiento de la ferrita. Nominalmente, los aceros microaleados alcanzan características mecánicas suficientes tales, que permiten eliminar prácticamente los tratamientos de temple y revenido. Por consiguiente, el empleo de estos aceros permite reducir el coste de la fabricación en aproximadamente un 15% a 25% en función del tipo de la pieza.

El desarrollo de los aceros microaleados en el decenio de los 60 tuvo como objetivo la elaboración de aceros con bajos contenidos de carbono que, aparte de sus buenas características de soldabilidad, tuviesen un límite de elasticidad elevado. Los aceros microaleados con contenido medio de carbono se desarrollaron en el decenio de los 70. Estos aceros tienen límites de elasticidad y resistencia máxima similares a los aceros de temple y revenido a niveles equivalentes de dureza.

Los desarrollos llevados a cabo en Europa permitieron comercializar, en muchos países, varias familias de aceros microaleados por diversificación de las proporciones de los elementos de aleación: VANARD (British Steel) y BRYSAV (GKN) en el Reino Unido, METASAFE en Francia, 49 MnVS3 en Alemania y N70P en Suecia. Lógicamente el desarrollo de esta tecnología tiene un fin último, que no es otro que obtener componentes a precios más reducidos que cumplan las especificaciones de funcionamiento y durabilidad. Según Korchynsky⁹, el análisis del valor global arroja un saldo netamente positivo con la utilización de estos aceros. Dicha utilización irá en

aumento a medida que se vayan estudiando y optimizando tanto la composición química como los parámetros de conformación de forma que se mejoren las propiedades mecánicas.

Para conseguir esta meta industrial es necesario profundizar el conocimiento de una serie de fenómenos físico-mecánicos que tienen lugar durante la deformación plástica de este material. En particular, hay que estudiar los fenómenos de recristalización dinámica, precipitación dinámica y la interacción entre ambos. El estudio de todos estos fenómenos es relativamente reciente y todavía no son bien conocidos, sobre todo en aquellos casos en que el acero esta aleado simultáneamente con varios elementos tipo Ti, Al y V.

El desarrollo de la presente tesis se ha centrado en la caracterización de dos aceros microaleados de medio carbono, con composición química diferente, mediante ensayos de compresión en caliente a velocidades de deformación verdadera constante y sus objetivos son:

-Mejorar el conocimiento de los fenómenos microestructurales involucrados en el proceso de conformado por forja de aceros microaleados de medio carbono. En este sentido se efectuaron estudios de los mecanismos de recristalización y precipitación dinámicas, así como de la interacción entre ambos.

-Elaborar ecuaciones características del comportamiento del material estudiado de manera que se pueda modelizar su respuesta en deformación a la temperatura y a la velocidad de deformación aplicada durante el proceso de conformado.

-Optimizar los parámetros de conformación mediante el uso de los mapas de deformación en 3-D (Temperatura-Velocidad de deformación-Rendimiento de disipación de energía) basadas en el método de modelización del comportamiento del material que describe los procesos metalúrgicos dinámicos que se producen durante la deformación en caliente.

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

I- INTRODUCCIÓN

En el diseño de los procesos de conformado de materiales para la fabricación de componentes, el problema más importante que surge es la descripción adecuada de las propiedades mecánicas y físicas del material así como la selección de los parámetros de control del proceso de deformación. Para una descripción adecuada no sólo hay que considerar la influencia de variables físicas, tales como temperatura, velocidad de deformación, etc., sino también factores microestructurales como la densidad de defectos y su movilidad, la formación de subestructuras, tamaños de grano, segundas fases presentes, etc ...

Tradicionalmente, las propiedades mecánicas finales de las piezas conformadas se solían obtener por tratamiento térmico posterior. Sin embargo, la evolución actual es que éstas sean el resultado directo del mismo proceso de conformación plástica. Esto es lo que se conoce como realizar un tratamiento termomecánico¹. Los tratamientos termomecánicos han sido posibles gracias al desarrollo de nuevas calidades de aceros específicamente diseñados para ellos (aceros microaleados) y sobre todo al control riguroso de los parámetros que definen el proceso de conformación. Por lo tanto, hoy en día, los procesos de conformación plástica no sólo proporcionan la geometría deseada sino las características mecánicas necesarias mediante un adecuado diseño del proceso termomecánico.

En el pasado, muchos trabajos de investigación, tanto teóricos como experimentales, se han orientado hacia la determinación de las propiedades del material a partir de curvas tensión verdadera-deformación verdadera, a varias temperaturas y diversas velocidades de deformación, procurando después, encontrar una relación empírica² conveniente que ayude a catalogar los resultados experimentales para facilitar su uso. Recientemente, muchos investigadores se dedican a la modelización del comportamiento de metales y aleaciones para poder predecir las condiciones óptimas de procesado requeridas para conformar un material dado.

Últimamente, los procesos de conformado en caliente han sido modelados con éxito utilizando el método de los elementos finitos^{2,3}, considerando un modelo viscoplástico rígido que predice el comportamiento de deformación en puntos seleccionados (nodos) en cada elemento.

II- ASPECTOS METALÚRGICOS DE LA DEFORMACIÓN EN CALIENTE

Se reconoce generalmente que la deformación en caliente determina la estructura y las propiedades de empleo de las piezas metálicas y el estudio de sus características es muy útil en la predicción del comportamiento de materiales en los procesos de conformado en caliente.

Cuando un material metálico se conforma en caliente, a una temperatura T adecuada, se producen de forma simultánea un endurecimiento por deformación, como consecuencia de la presencia de obstáculos al movimiento de dislocaciones, y un ablandamiento del material deformado por procesos de restauración. Es decir, compiten simultáneamente dos mecanismos, antagónicos, de creación y eliminación de defectos cristalinos. Generalmente se alcanza un equilibrio en aquella competición y se logra un régimen de equilibrio tal, a partir de determinada deformación, que a una tensión constante, el material se deforma plásticamente sin endurecerse.

Usualmente, el conformado en caliente concierne las operaciones de deformación plástica efectuadas a una temperatura absoluta $T > 0.6 T_f$ (donde T_f es la temperatura de fusión del

material)². Solamente por encima de esta temperatura puede tener lugar la autodifusión; y ésta es necesaria para posibilitar, por lo menos, la difusión de los vacantes hacia o a partir de las dislocaciones; y así lograr una restauración/recristalización, dinámica, por un movimiento de dislocaciones.

En los metales y aleaciones con alta energía de defectos de apilamiento, es decir del orden de la centena de mJ/m^2 (caso del aluminio, del hierro α y los aceros ferríticos, etc.), el único proceso activo es la restauración dinámica que suaviza la estructura del material compensando el endurecimiento por deformación alcanzándose una estructura de subgranos estable. Este proceso de ablandamiento se caracteriza por el reordenamiento continuo y la aniquilación individual de dislocaciones. En materiales con energías de defectos de apilamiento bajas o moderadas, es decir del orden de la decena de mJ/m^2 (caso del Cobre, Níquel, latones α , austenita, etc.), la restauración dinámica interviene de una manera más o menos importante, pero el proceso de ablandamiento predominante es la recristalización dinámica. En este caso, las dislocaciones son aniquiladas de manera colectiva y discontinua por nucleación y crecimiento de nuevos granos en el material deformado.

En la figura 1.1 se representan esquemáticamente las curvas de fluencia correspondientes a los dos mecanismos de ablandamiento.

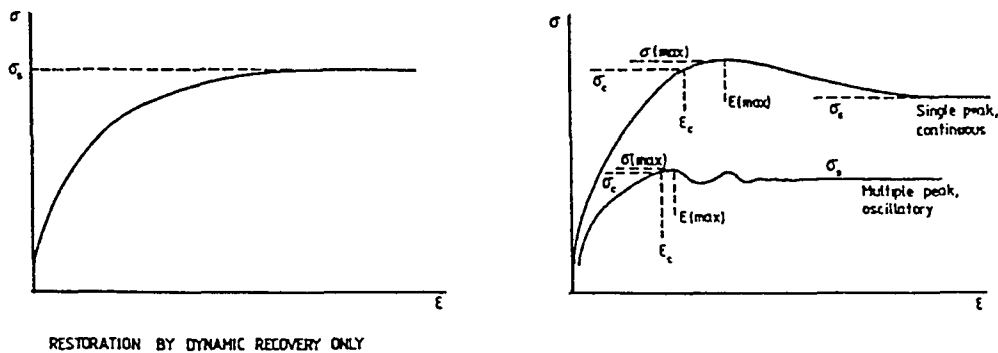


Fig. 1.1. Forma de las curvas $\sigma(\epsilon)$ asociadas con la deformación en caliente a velocidad de deformación constante

II-1 Endurecimiento por deformación

La deformación plástica de un material se realiza principalmente por el mecanismo de deslizamiento (aunque otros mecanismos como el maclado puedan también intervenir) gracias al movimiento de las dislocaciones bajo el efecto de una fuerza de cizalladura que actúa en el plano y en la dirección de deslizamiento. A medida que se deforma el material aumenta la resistencia de éste a la deformación, este fenómeno es conocido como endurecimiento por deformación. Este endurecimiento del material se debe a la dificultad que encuentran las dislocaciones para moverse libremente por su plano de deslizamiento. Las dos causas que se oponen principalmente a este movimiento son interacciones con otras dislocaciones, y en segundo lugar, pero no menos importante, el apilamiento de dislocaciones al encontrar un obstáculo en su camino.

En ausencia de mecanismos de anulación de dislocaciones, térmicamente activados (restauración y recristalización dinámica), la deformación plástica no solo pone en movimiento sus dislocaciones sino que genera un gran número de nuevas dislocaciones. La velocidad de generación es una función de la velocidad de deformación y de la tensión efectiva asociada, pero es relativamente independiente de la deformación.

La velocidad de endurecimiento, representada por $\Theta = \delta\sigma / \delta\epsilon$, se determina a partir de la curva tensión - deformación. Estudios realizados sobre monocristales c.c.c muestran que a bajas temperaturas ($T < 0.6 T_f$) la curva tensión de cizalladura-deformación por cizalladura presenta tres zonas bien diferenciadas según se muestra en la figura 1.2. Zona I es la zona donde el cristal casi no sufre endurecimiento por deformación. Las dislocaciones se mueven largas distancias sin encontrar obstáculos y sólo un sistema de deslizamiento está activado. a esta etapa de la deformación se la conoce por "deslizamiento fácil" ó "fluencia laminar". Zona II, corresponde a la parte lineal de la curva, en la que el endurecimiento por deformación aumenta rápidamente. En esta etapa se activan nuevos planos de deslizamiento y las dislocaciones ven dificultado su crecimiento por apilamiento de las mismas por obstáculos. Zona III, en ella va disminuyendo la velocidad de endurecimiento de una manera parabólica (ver figura 1.3). En esta etapa se produce la liberación de parte de las dislocaciones apiladas

en obstáculos en la etapa anterior, reduciéndose de esta forma el campo de tensiones internas. El comportamiento en esta zona depende fuertemente de la temperatura. Esta etapa corresponde a la restauración dinámica. En policristales c.c.c, el comportamiento de endurecimiento por deformación empieza a partir de la zona II (no existe la zona I) y sigue en la zona III⁷⁰.

A altas temperaturas ($T > 0.6 T_f$), el endurecimiento por deformación en monocristales puros o policristales se reconoce generalmente que empieza en la zona III y la zona II tiende a ser menos pronunciada a medida que la temperatura aumenta y puede no aparecer.

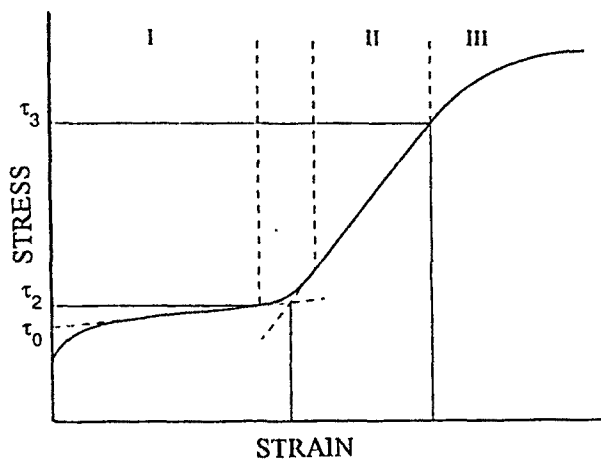


Fig. 1.2. Representación esquemática de las etapas de endurecimiento de materiales cristalinos.

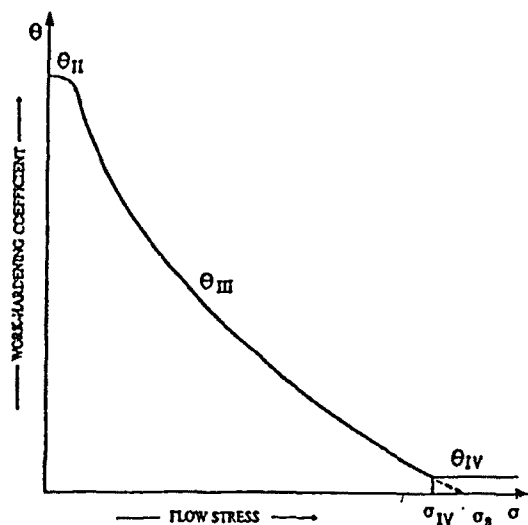


Fig. 1.3. Representación esquemática de las etapas de endurecimiento en el diagrama θ - σ .

II-2 Restauración dinámica

II-2-1 Curvas de fluencia

La curva de fluencia correspondiente al proceso de restauración dinámica ha sido siempre esquematizada de una manera muy sencilla (figura 1.4): a un dominio I casi lineal correspondiente a la deformación elástica y a un inicio de la deformación plástica (deformación microplástica) sucede un dominio de endurecimiento por deformación II donde la pendiente de la curva decrece hasta anularse, y por fin aparece un dominio III, donde la tensión σ es constante, corresponde al régimen estacionario. La figura 1.5 muestra el aspecto de las curvas de tracción del hierro Armco a 700 °C en función de la velocidad de deformación según un trabajo realizado por Immarigeon y Jonas⁵.

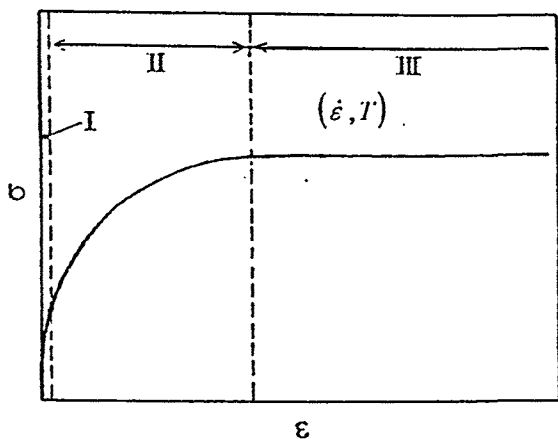


Fig. 1.4. Representación esquemática de la curva $\sigma(\epsilon)$ correspondiente al proceso de la restauración dinámica.

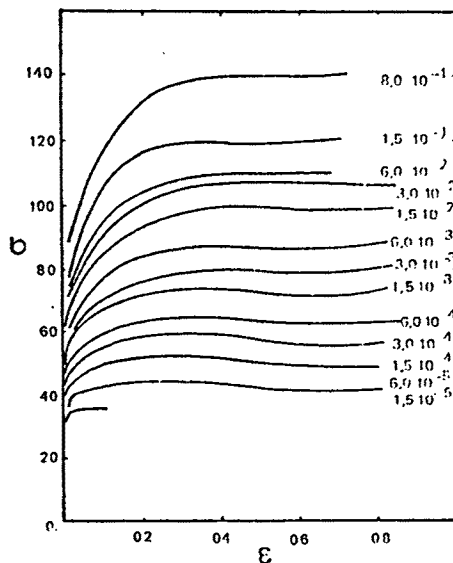


Fig. 1.5. Curvas de fluencia del hierro Armco a 700 °C⁵.

II-2-2 Evolución de la estructura

Diferentes autores han estudiado la evolución estructural de materiales durante un proceso de restauración dinámica^{2,6} y se admite generalmente que la restauración dinámica aparece como un equilibrio entre la creación de dislocaciones durante el endurecimiento por deformación y el reordenamiento y la aniquilación continua de dislocaciones de tal manera que la densidad

de dislocaciones queda constante una vez alcanzado el estado estacionario. Dislocaciones de signos opuestos se aniquilan mutuamente o se ordenan para formar células de relativamente baja densidad de dislocaciones limitadas por zonas de alta densidad de dislocación (figura 1.6). A altas temperaturas los dos mecanismos responsables de la restauración dinámica son la escalada (climb) y el deslizamiento cruzado (cross slip) de las dislocaciones. A medida que la deformación avanza la estructura celular se transforma en subgranos poligonizados equiáxicos. El diámetro medio de esos subgranos depende solamente de la velocidad de deformación y de la temperatura: aumenta cuando disminuye la velocidad de deformación o cuando aumenta la temperatura. Durante el proceso de deformación, los subgranos permanecen equiáxicos a pesar de los fuertes alargamientos que producen una distorsión muy importante de los granos iniciales; esto quiere decir que los subgranos se destruyen y se reconstruyen sucesivamente durante la deformación de tal manera que se mantengan constantes las condiciones del régimen estacionario asociado a la energía más baja. A este fenómeno se le denomina repoligonización.

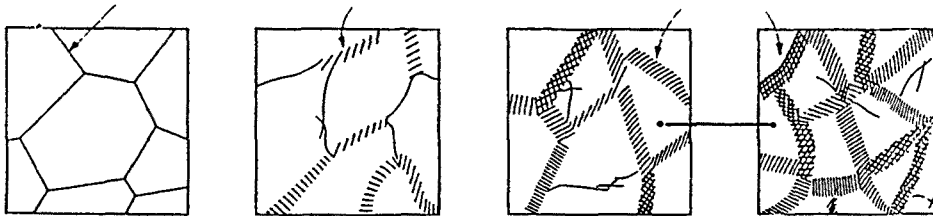


Fig. 1.6. Cambios microestructurales durante el conformado en caliente en el caso de restauración dinámica.

II-3 Recristalización dinámica

La recristalización dinámica es la recristalización que ocurre durante la deformación a alta temperatura. El término “dinámica” se usa para distinguirla de la recristalización estática que puede ocurrir una vez acabada la deformación. Esta última es equivalente, en algunos aspectos, a la recristalización clásica que tiene lugar durante el recocido de los metales deformados en frío. La recristalización dinámica al igual que la clásica ocurre mediante nucleación y crecimiento de nuevos granos, y, además, tiene una apariencia característica debido a que la recristalización y la deformación ocurren al mismo tiempo.

El fenómeno de la recristalización dinámica se describió en 1939 estudiando el proceso de fluencia en plomo, y aunque estudiado preferentemente en materiales metálicos resulta de interés actual no sólo en materiales estructurales sino en formaciones naturales tales como glaciares o placas geológicas. Las primeras investigaciones detalladas del comportamiento metálico bajo condiciones de velocidad de deformación verdadera constante fueron publicados por Rossard y Blain a finales de los años 50^{13,14}. A lo largo de las últimas décadas, numerosos trabajos de investigación^{2,6-12,23,24} contribuyeron al mejor conocimiento de este fenómeno que es de una gran importancia tanto en el dominio científico como en el dominio industrial, a causa de su importante papel en la evolución de la microestructura y el control de las propiedades mecánicas de los materiales.

La recristalización dinámica tiene una manifestación tanto mecánica como microestructural. La primera es una curva de fluencia, tensión verdadera - deformación verdadera característica. Microestructuralmente, puede producirse tanto refinamiento como crecimiento de grano. A continuación se hará un recordatorio de las características de ambos aspectos.

II-3-1 Curvas de fluencia

El efecto de la recristalización dinámica sobre la curva tensión verdadera - deformación verdadera se muestra en la figura 1.7⁷. En ella se aprecia la existencia de dos tipos de curvas:

- i) a altas temperaturas y/o bajas velocidades de deformación, la curva presenta picos cíclicos de recristalización.
- ii) A bajas temperaturas y/o elevadas velocidades de deformación, existe un pico de recristalización.

Pasaremos ahora a considerar en detalle las posibles explicaciones de este tipo de comportamiento.

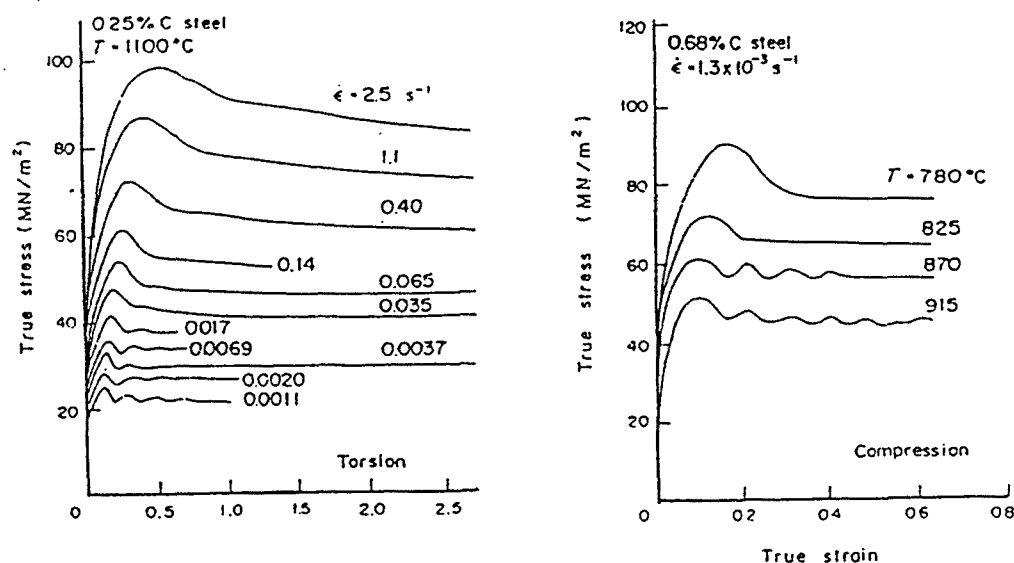


Fig. 1.7. Representación de la dependencia con la temperatura y velocidad de deformación de la aparición de picos simples o múltiples en la recristalización dinámica⁷.

II-3-1-1 Los resultados de transición de Steinemann.

Desde un punto de vista histórico, es relevante recordar que Steinemann¹⁵ fue el primero en apuntar (en 1958) que la recristalización periódica ocurría a bajas tensiones y la recristalización continua a altos niveles de tensión. él definió claramente la deformación de incubación para el inicio de la recristalización, ϵ_c , así como la deformación de crecimiento o adicional necesaria para alcanzar el estado de fluencia estable, ϵ_x . Los experimentos de Steinemann fueron llevados a cabo sobre hielo policristalino comprimido entre dos platos de vidrio, y analizados microestructuralmente por medio de polarizadores. Sus observaciones indicaban que ϵ_x era normalmente $1.25\epsilon_c$ para la recristalización periódica, y que la relación ϵ_x/ϵ_c aumentaba con la tensión hacia valores considerablemente grandes durante la recristalización de pico simple.

II-3-1-2 El modelo de Luton y Sellars

Los análisis de Luton y Sellars¹⁶ publicados en 1969 están circunscritos fundamentalmente a los aspectos mecánicos de la recristalización dinámica. Ellos mostraron que la transición del

comportamiento periódico al continuo está asociada con las diferentes dependencias de la deformación de pico, ϵ_p , con la velocidad de deformación, con la temperatura, y con la deformación ϵ_x para alcanzar el estado estable de fluencia.

Sobre la base de ensayos de torsión de Níquel, mostraron que cuando $\epsilon_p > \epsilon_x$ (i.e bajas velocidades de deformación y altas temperaturas) la recrystalización es cíclica, y cuando $\epsilon_p < \epsilon_x$ (i.e a altas velocidades de deformación y bajas temperaturas) la recrystalización es continua.

Los resultados de simulación por ordenador de la recrystalización dinámica llevados a cabo por Luton y Sellars se reproducen en la figura 1.8.

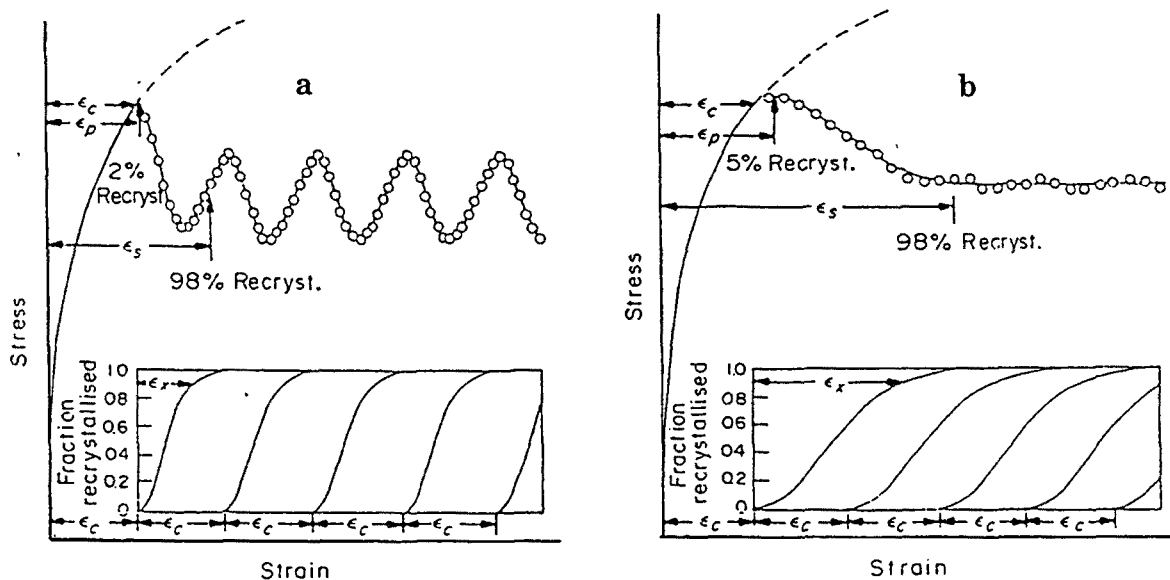


Fig. 1.8. Modelo de Luton y Sellars para explicar la forma de las curvas de fluencia cuando tiene lugar la recrystalización dinámica¹⁶.

Deben hacerse dos observaciones de particular relevancia:

a) Cuando $\epsilon_c > \epsilon_x$ todo el material de la Fig. 1.8a obedece a una ley de simple de deformación. La nucleación de todos los nuevos granos ocurre a $\epsilon_c \approx \epsilon_p$, y el crecimiento de estos granos está restringido al intervalo ϵ_x . No existen nuevos sucesos de nucleación durante ϵ_x y el crecimiento ha cesado prácticamente antes de que se inicie una nueva recrystalización.

b) Cuando $\epsilon_c < \epsilon_x$, el material en la Fig. 1.8b se puede dividir en varias fracciones de volumen. Suponiendo por simplicidad que la recrystalización dinámica se inicia a ϵ_c en todos los granos, pero la nucleación se prolonga durante parte de ϵ_x . De esta forma, antes que la recrystalización se complete, las regiones que recrystalizaron primero alcanzan de nuevo la deformación crítica para una segunda nucleación. Por consiguiente, más de un ciclo de recrystalización tiene lugar en el material simultáneamente, cada uno de ellos en un estadio diferente del proceso. Durante la fluencia estacionaria, hay una distribución equilibrada de regiones con diferentes deformaciones que varían entre cero y ϵ_c . Es, por tanto, este un caso en el que se produce una falta de sincronización entre nucleación y crecimiento en diferentes partes del material.

Aunque representó un significativo avance cuando se publicó en 1969, el modelo de Luton y Sellars tiene una serie de limitaciones. La principal limitación consiste en que la alternancia de ciclos de recrystalización y de endurecimiento se suceden indefinidamente, mientras que experimentalmente la curva deja de ser cíclica al cabo de entre dos y ocho ciclos.

En la literatura, además, se han mencionado tres limitaciones adicionales:

- i) La tensión de estado estable que predice el modelo sólo depende de ϵ_c y no como es de esperar de ϵ_x .
- ii) Las deformaciones de pico y de estado estable predichas por el modelo son 2 veces mayores que las experimentales.
- iii) Las tensiones de fluencia de estado estable del modelo son inferiores a las experimentales.

II-3-1-3 El modelo de Sah, Richardson y Sellars

Para explicar algunos de estos problemas, Sah y col¹⁷. propusieron un modelo más complejo en 1973. Este modelo asume que:

a) La deformación crítica para los segundos y subsiguientes ciclos de recristalización es significativamente más pequeña que la deformación crítica inicial ϵ_c

b) La deformación local de recristalización ϵ_x^* asociada a una fracción de volumen particular del material, es considerablemente más pequeña que la deformación de recristalización macroscópica ϵ_x (definida como la deformación de estado estable menos la deformación de pico ϵ_p)

Las curvas de fluencia obtenidas al aplicar este modelo se muestran en la figura 1.9. En ella puede verse que la transición entre recristalización cíclica y continua ocurre para $\epsilon_x = 2\epsilon_c$, lo que parece estar más de acuerdo con los modelos basados en observaciones microestructurales

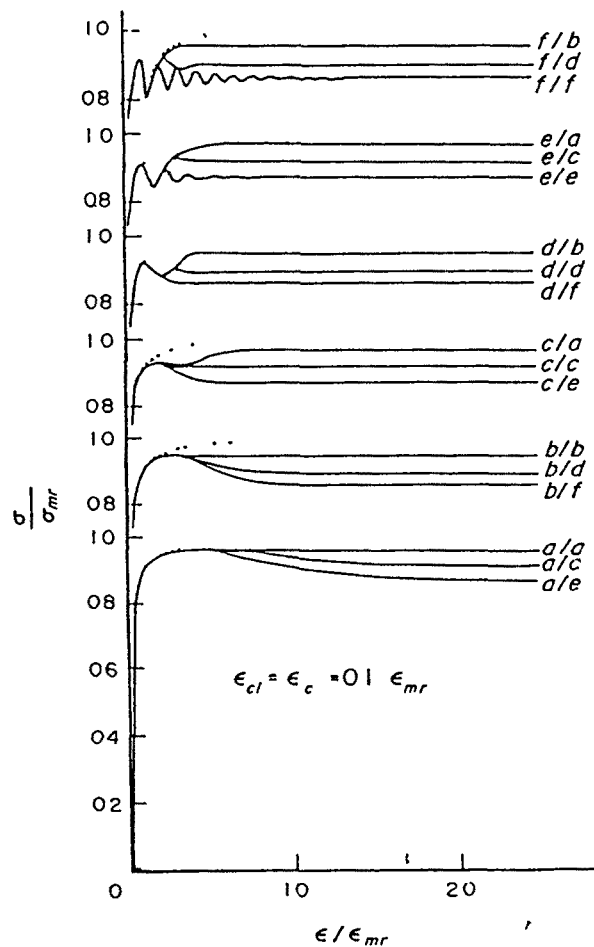


Fig. 1.9. Curvas de fluencia según el modelo de Sah y col¹⁷

II-3-2 Cambios estructurales asociados con la recrystalización dinámica

II-3-2-1 Mecanismos de nucleación y crecimiento en la recrystalización dinámica

Al contrario de otras transformaciones, la recrystalización dinámica es un cambio estructural irreversible caracterizado por la nucleación y crecimiento de nuevos granos a expensas de la matriz deformada. La nucleación consiste en la formación de intercaras debida a la generación de dislocaciones, restauración simultánea, y reordenamiento de la estructura. Estas intercaras serán el núcleo de la recrystalización dinámica una vez alcanzada una deformación crítica ϵ_c que corresponde a una densidad crítica de dislocaciones. El núcleo crecerá por el proceso de migración del límite de grano. Al contrario de la recrystalización estática, donde una cantidad fija de energía almacenada debe ser liberada mediante procesos de disipación envolviendo nucleación y crecimiento, la energía es continuamente suministrada en el material a una velocidad dada y se disipa mediante procesos de ablandamiento en la recrystalización dinámica. Puesto que, bajo condiciones de conformado en caliente, el material actúa esencialmente como un disipador de energía, la fuerza motriz para la migración de intercaras es la reducción en la energía total de las intercaras. Cuando la nucleación y el crecimiento ocurren simultáneamente, el más lento de los dos controlará la recrystalización dinámica.

Sin embargo, los mecanismos de nucleación no son tan conocidos como los de la recrystalización estática clásica. Se admite, en general, que la nucleación de la recrystalización dinámica se produce preferencialmente en los bordes de grano preexistentes, aunque también lo puede hacer en otras intercaras como bandas de deformación, maclas o inclusiones y hace intervenir mecanismos que producen las condiciones necesarias para un gradiente de densidad de dislocaciones entre las dos intercaras que separa el límite de grano móvil (Fig. 1.10a). El crecimiento bajo condiciones estáticas expulsa las dislocaciones que están en las extremidades de los límites de grano (Fig. 1.10b), pero no hay creación de nuevas dislocaciones, por consiguiente, la fuerza motriz aumenta rápidamente hacia la densidad media de dislocaciones en la estructura deformada. Por contra, durante la recrystalización dinámica se generan nuevas dislocaciones por deformación, que tiene lugar durante el periodo de la migración de los límites de grano (Fig. 1.10c). La diferencia en la densidad de dislocaciones disminuye

progresivamente hasta la pérdida total de la fuerza motriz, y por consiguiente el crecimiento de los granos recristalizados se detiene.

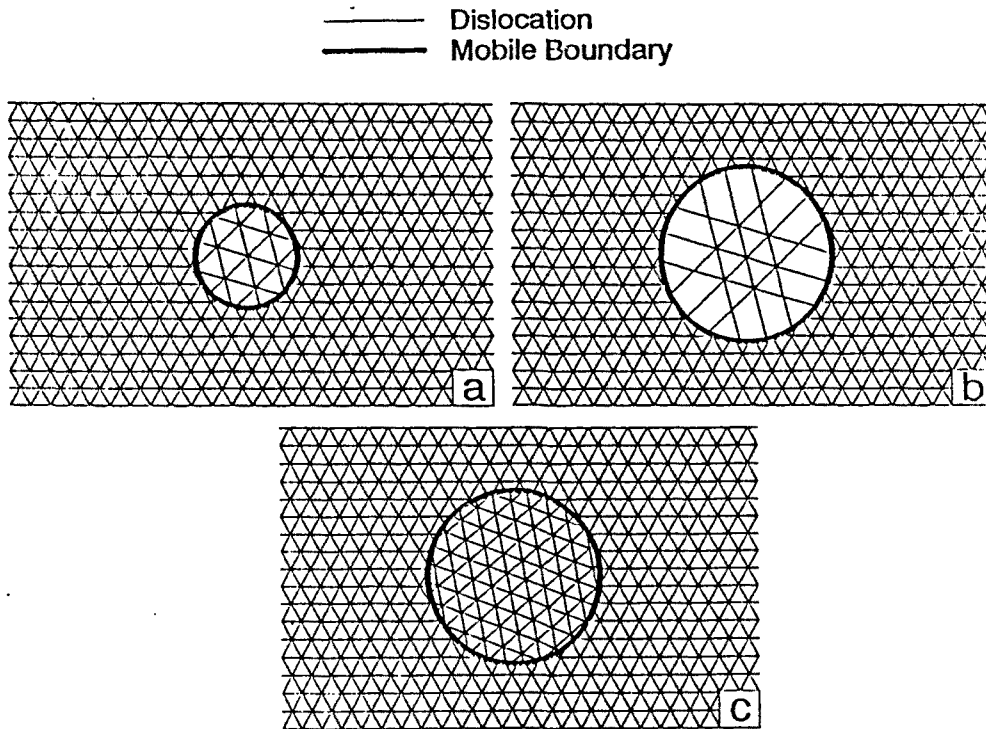


Fig. 1.10. Ilustración esquemática de las diferencias microestructurales entre la recristalización estática y dinámica.

II-3-2-2 Características microestructurales del comportamiento de pico simple y de picos múltiples

En la mayoría de métodos de ensayo a alta temperatura es difícil estudiar los cambios en la estructura de grano austenítico debido a las altas velocidades de temple requeridas en aceros de bajo-medio carbono. Incluso cuando no hay cambio de fase, como en níquel o cobre, se necesita un temple rápido a causa del progreso de la recristalización metadinámica después de interrumpida la deformación. Para reducir el tiempo de temple a un mínimo, Sakai y col.^{20,21} construyeron una máquina de tracción de velocidades de deformación variable que operaba en vacío y calentaba las muestras por efecto Joule. Al final de cada experimento se inyectaba hidrógeno como agente de temple, lo cual facilitaba velocidades de enfriamiento de 2500 °C/seg.

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

Los resultados que obtuvieron a 940 °C de un acero de 0.16 %C, ensayado a tracción, a una velocidad de deformación relativamente alta ($1.48 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) se muestran en la figura 1.11^{7,23}.

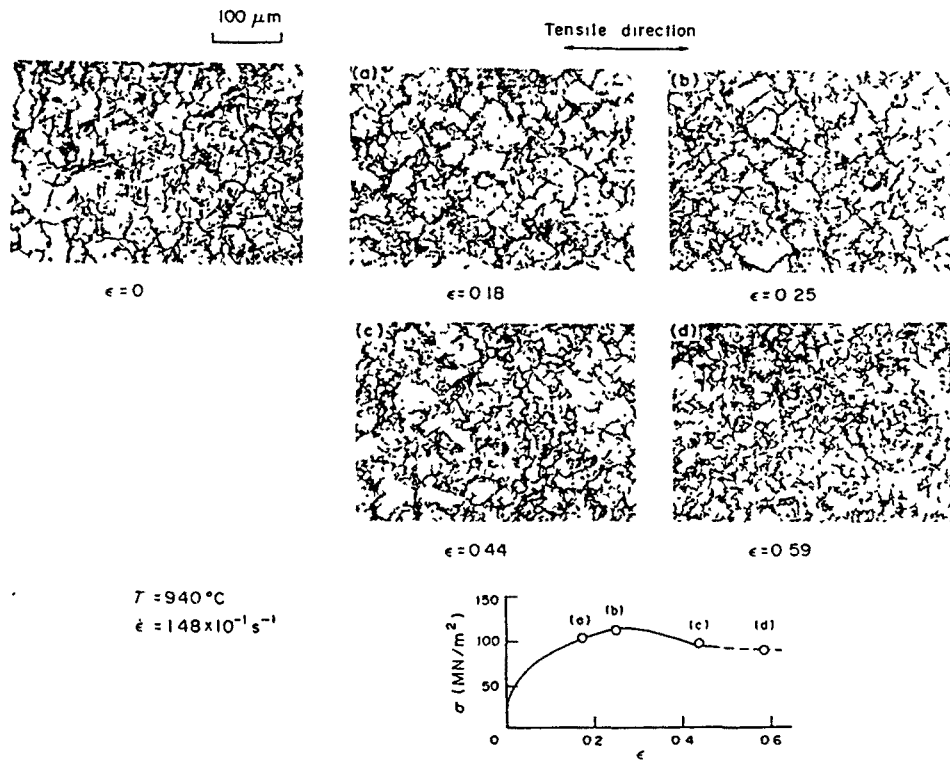


Fig. 1.11. Evolución de la estructura de grano austenítico a relativamente altas velocidades de deformación.

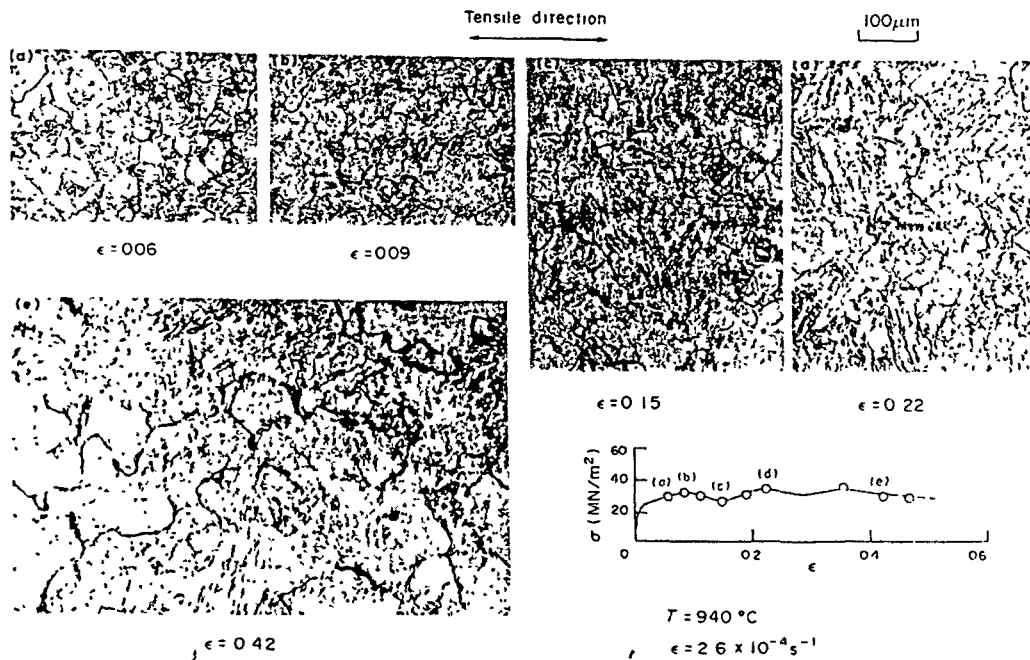


Fig. 1.12. Evolución de la estructura de grano austenítico a relativamente bajas velocidades de deformación.

El tamaño de grano austenítico inicial ($\epsilon=0$) fue de 32 micras. Las muestras fueron deformadas a 0.18, 0.25, 0.44 y 0.59 (indicadas como a, b, c y d en la Fig. 1.11). Es evidente, a partir de la observación de las microestructuras, que tuvo lugar un afino de grano. Una vez alcanzado el estado estable, se mantiene un tamaño de grano de equilibrio.

La evolución del tamaño de grano austenítico a relativamente bajas velocidades de deformación ($2.6 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), se muestra en la figura 1.12 y contrasta fuertemente con el caso anterior. El tamaño de grano inicial fue, también, de 32 micras. La observación de muestras a deformaciones de 0.06, 0.09, 0.15, 0.22 y 0.42 es indicativa de que ha habido un considerable crecimiento de grano, y que continuó durante tres ciclos de recristalización.

Los cambios de tamaño de grano establecidos en las micrografías de las figuras 1.11 y 1.12 se presentan en forma gráfica en la figura 1.13, indicando a su vez las deformaciones correspondientes a los picos de tensiones. Para completar el estudio, se incluyeron los resultados de tres experimentos adicionales. Es patente de estos resultados que, cuando hay crecimiento de grano, el comportamiento es de recristalización cíclica. Por otro lado, cuando el afino de grano conlleva al menos a una reducción a la mitad del tamaño de grano inicial sólo se observa un pico simple.

Todo hace pensar que existen dos procesos diferentes responsables de la recristalización dinámica, dependiendo que ocurra afino o crecimiento de grano. En la figura 1.14¹⁸ se muestra la poca influencia de la fracción recristalizada sobre el tamaño de grano dinámico, para el caso de Ni con un tamaño de grano inicial de 470 micras. El material alcanza un tamaño de grano dinámico estable, D_s , rápidamente, para una fracción de volumen recristalizada pequeña¹⁷⁻¹⁹. Ello se debe a que la nucleación ocurre esencialmente en los bordes preexistentes, mediante un mecanismo llamado nucleación en “collar” o bien en cascada (necklace)^{17,23-26}, y el endurecimiento por deformación tiene lugar en el interior de los granos que están creciendo, lo que va reduciendo progresivamente la fuerza motriz para la continuación del crecimiento llegando a ser inefectiva cuando se alcanza el tamaño de grano D_s . El tamaño de grano durante este tipo de recristalización se considera controlado en crecimiento. En cambio, cuando se produce crecimiento de grano, el mecanismo no puede ser

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

de “collar”. Debido a la alta densidad inicial de núcleos, se alcanza un tamaño de grano dinámico metastable D_s' que es menor que el estable $D_s^{23,24}$. En sucesivos ciclos de recrystalización, estos dos tamaños se van aproximando y por tanto, se habla, en este caso, de un control por nucleación de la recrystalización.

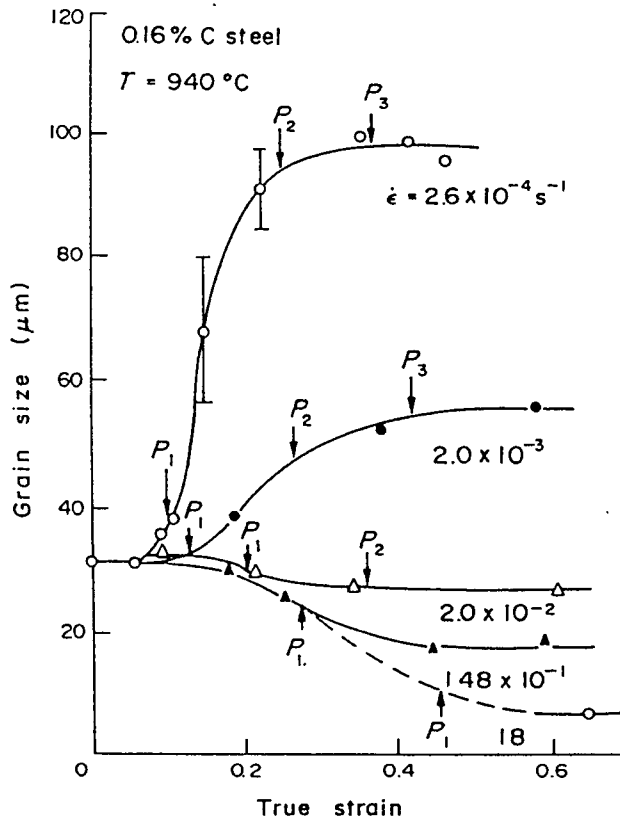


Fig. 1.13. Efecto de la deformación y la velocidad de deformación sobre el tamaño de grano medio de un acero a 0.16 % C deformado en tracción a 960 °C.

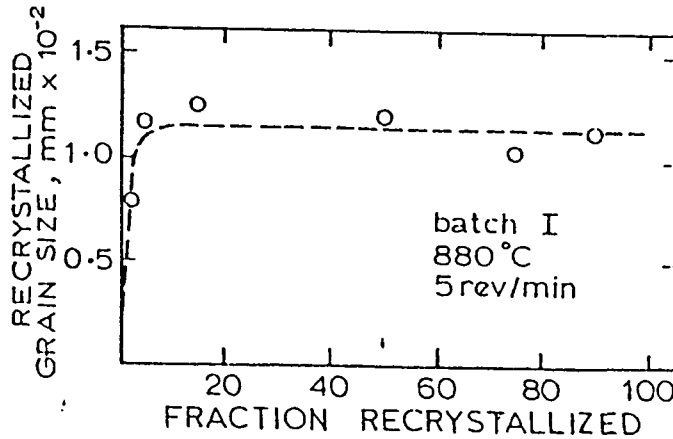


Fig. 1.14. Relación entre la fracción recrystalizada y el tamaño de grano dinámico para el caso de Ni deformado en torsión a 880°C y $5.7 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

En la figura 1.15 se ilustran las diferencias estructurales que existen entre el comportamiento de pico simple ($\dot{\epsilon}$ alta) y el comportamiento cíclico ($\dot{\epsilon}$ baja).

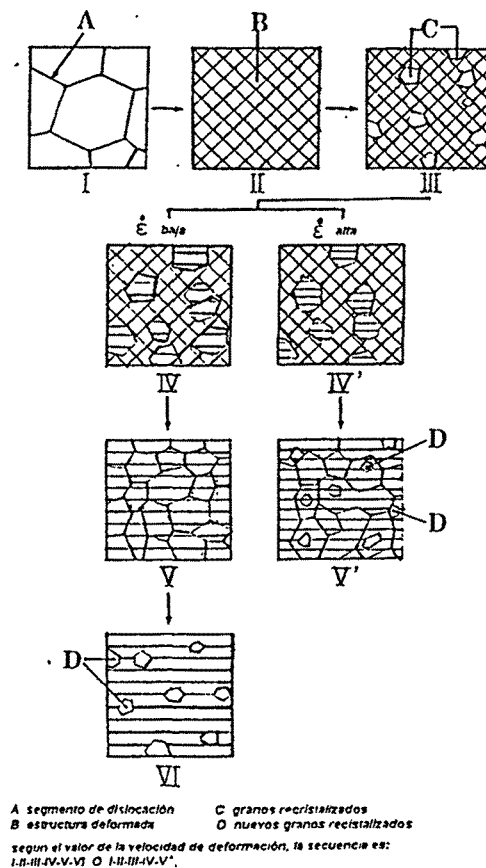


Fig. 1.15. Cambios microestructurales durante el conformado en caliente en el caso de recristalización dinámica.

II-3-2-3 Condición crítica basada en el tamaño de grano para una transición entre la recristalización cíclica y a pico simple

En un material dado, las características de la recristalización dinámica dependen de tres parámetros: tamaño de grano inicial, D_0 , temperatura T , y velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$. El efecto de la temperatura y la velocidad de deformación se describe, generalmente, usando el parámetro de Zener-Hollomon (o velocidad de deformación corregida por la temperatura),

$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{ad}}{RT}\right)$, donde Q_{ad} es la energía de activación para la autodifusión y R es la constante universal de los gases.

La deformación crítica y de pico, ε_c y ε_p , dependen del parámetro Z y del tamaño de grano inicial D_0 y se ha demostrado experimentalmente que están relacionados de la manera siguiente^{28,29,71-74}:

$$\varepsilon_p = A D_0^{1/n} Z^p \quad (1.1)$$

donde A , n y p son constantes del material. También, existe una relación entre el tamaño de grano recristalizado y Z :

$$D_{rec}^{-1} = a + b \log Z \quad (1.2)$$

donde a y b son constantes empíricas del material.

Si el tipo de curva de fluencia depende de la relación entre el tamaño de grano inicial, D_0 , y el tamaño de grano estable, D_s , como se muestra en la Fig. 1.13, también el valor Z_c (parámetro de Zener-Hollomon crítico) para el que aparece el cambio de recristalización cíclica a continua depende de D_0 ^{7-9,23,24,26}. La dependencia de Z_c con D_0 se muestra en la figura 1.16, mediante la línea sólida ajustada a los puntos abiertos. Esta relación se puede comparar con la de Z - D_s mostrada en la Fig. 1.16 como una línea sólida ajustada a los puntos sólidos. Las dos curvas son casi paralelas, pero lo verdaderamente interesante es comprobar como se produce casi una coincidencia entre Z vs $2D_s$ y Z_c vs D_0 . Esto sugiere que la transición entre la recristalización cíclica y continua, en términos de tamaño de grano, corresponde con una reducción de 2 a 1.

El significado de la similitud entre Z_c - D_0 y Z - $2D_s$, se puede comprender mejor en la figura 1.17, en la que la zona sombreada corresponde al afino de grano. La línea sólida representa el lugar de $D_0=2D_s$.

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

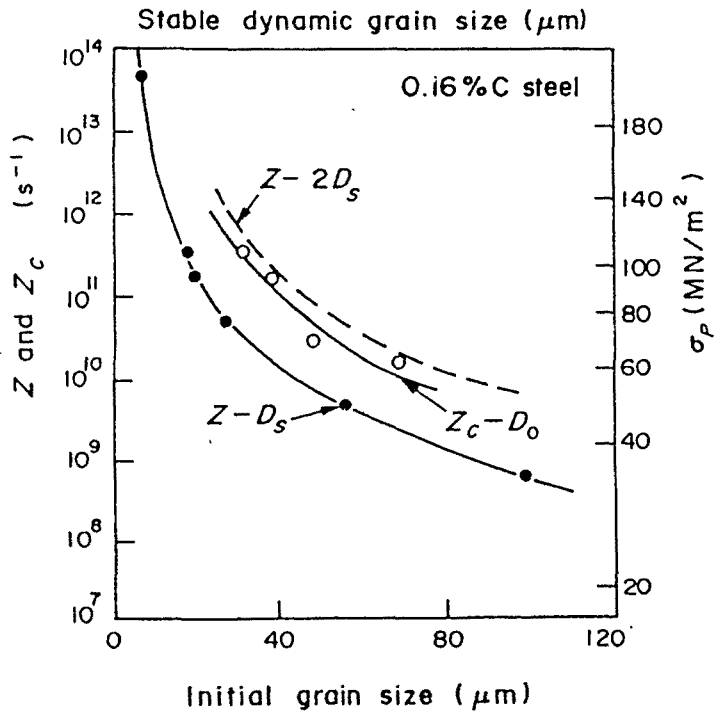


Fig. 1.16. Dependencia con el tamaño de grano inicial D_0 del parámetro Z_c en un acero a 0.16 % C.

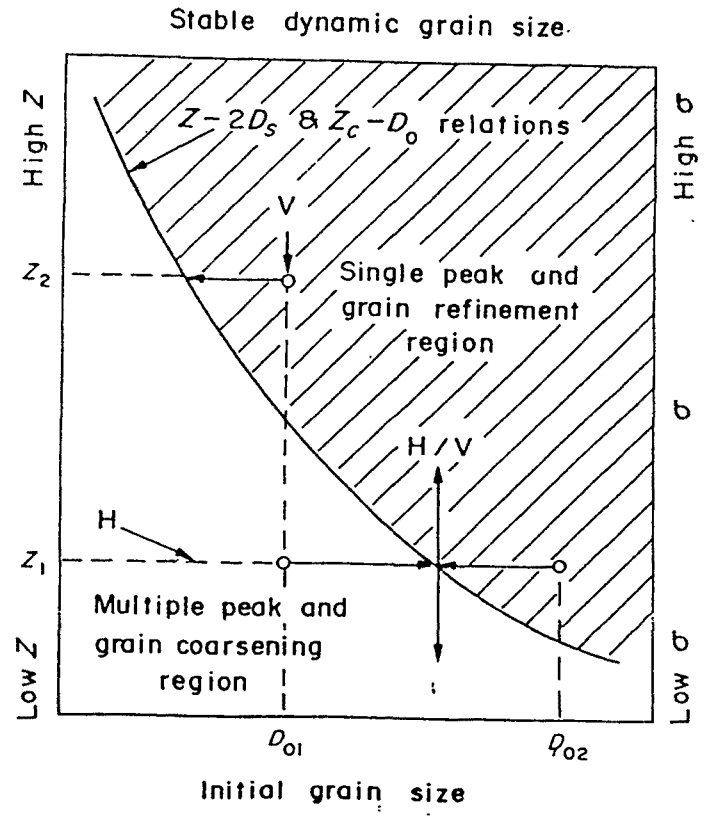


Fig. 1.17. Diagrama de modos de recrystalización en función del parámetro Z y del D_0^2 .

A partir del diagrama de la Fig 1.17 se pueden imaginar dos tipos diferentes de ensayos: verticales y horizontales. Los ensayos verticales se realizan en dos puntos verticalmente separados (Fig. 1.17) y con un tamaño de grano inicial fijo D_{01} pero con una serie de valores de Z . Según esto, aparecerán oscilaciones cíclicas de tensión cuando se usa una combinación de $\dot{\epsilon}$ baja y T alta (Z_1), alcanzándose finalmente el grano estable engrosado D_s . Si se aplica una combinación de $\dot{\epsilon}$ elevada y T baja (Z_2), se observa un sólo pico en la curva de fluencia simultáneamente con afino de grano.

Cuando los ensayos se llevan a cabo a T y $\dot{\epsilon}$ fija (por ejemplo Z_1), este modelo predice que pueden observarse ambos tipos de comportamiento. Por lo tanto, cuando el tamaño de grano inicial D_{01} es más fino que D_s correspondiente a Z_1 , aparecen picos múltiples y habrá crecimiento de grano. Por contra, cuando el tamaño de grano inicial D_{02} es mayor que D_s correspondiente a Z_1 , se obtendrá una curva de pico simple y un afino de grano hasta alcanzar el valor D_s y el estado estable de fluencia (ver Fig. 1.18²⁷).

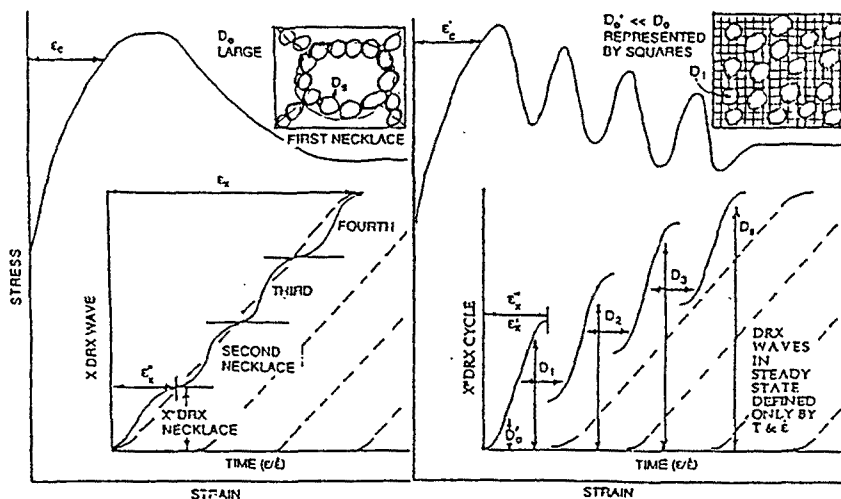


Fig. 1.18. Comparación esquemática de los mecanismos de nucleación en la recristalización cíclica y de pico simple, y efecto del tamaño de grano inicial sobre la transición entre ambas²⁷.

II-4 Interacción recristalización-precipitación

En el diseño racional de los procesos de conformado por deformación plástica en los aceros microaleados, es muy importante conocer la cinética de precipitación de nitruros y carbonitruros, así como de la recristalización de la austenita deformada. La presencia de

una segunda fase dispersa no va a alterar significativamente la morfología de las curvas tensión-deformación, pero si va a modificar de forma sustancial el valor de deformación necesario para obtener la recristalización dinámica, ϵ_c (por convención se toma igual a ϵ_p la deformación correspondiente a la tensión máxima). La presencia de los elementos microaleantes, tanto en solución sólida como en forma de precipitados, va a retrasar notablemente el inicio de la recristalización pudiendo incluso evitarla.

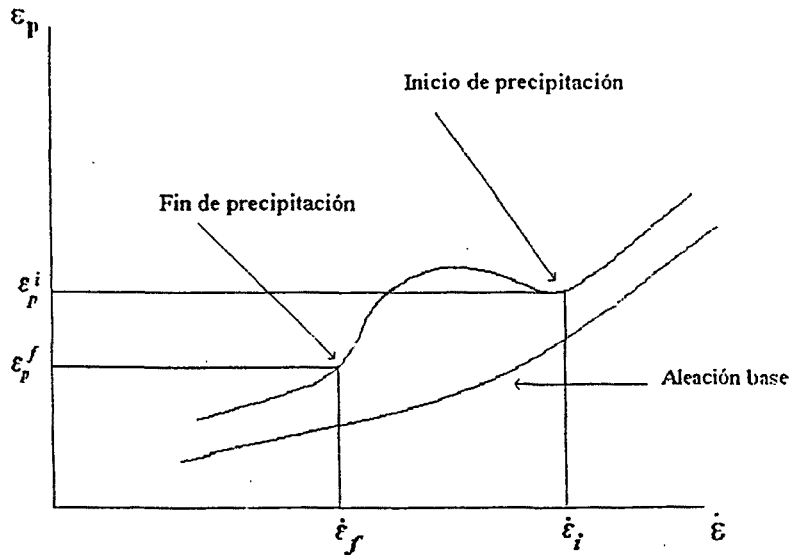


Fig. 1.19. Representación esquemática del efecto del soluto y los precipitados sobre la deformación necesaria para recristalización dinámica.

La figura 1.19 esquematiza los posibles efectos que los microaleantes ejercen sobre la recristalización dinámica. En esta curva, se representa esquemáticamente la curva ϵ_p vs $\dot{\epsilon}$ para un acero de referencia sin microaleantes y para otro similar pero con microaleantes. Un primer efecto consiste en que toda la curva del acero microaleado está desplazada hacia valores mayores de ϵ_p , ello significa que existe un retraso de la recristalización dinámica. A altas velocidades de deformación, este retraso es pequeño debido a que no ha habido tiempo para una precipitación y los elementos microaleantes permanecen disueltos durante la recristalización, y por tanto, sólo retrasan el crecimiento de los nuevos granos mediante un mecanismo de arrastre de soluto ("drag effect") relativamente débil. Un retraso de la recristalización mucho más acusado se produce a velocidades de deformación intermedias, en este caso la recristalización dinámica y la precipitación tienen lugar simultáneamente. El retraso se debe a que los bordes de grano

quedan anclados por los precipitados evitando su movimiento. Finalmente, a velocidades de deformación bajas los precipitados se han formado antes de la recristalización y se han engrosado, de esta forma su efecto retardante es menor.

II-4-1 Efecto de los elementos microaleantes en solución sólida.

La influencia de los microaleantes en solución sólida se atribuye, generalmente, a una segregación en las dislocaciones en el caso de la restauración (esta forma de segregación provoca el endurecimiento del material) y en los límites de grano en el caso de la recristalización. Estas interacciones átomos-dislocaciones y átomos-límites de grano pueden ser analizados en términos de los efectos del diámetro atómico y de las diferencias de la estructura electrónica entre el hierro y los elementos de aleación.

El efecto del tamaño se debe a la dilatación de la red por la adición de los elementos de sustitución que tienen un diámetro atómico más grande que el del hierro: es el caso del Nb, Mo, V y Al. Aunque ha sido demostrado que el niobio tiene un efecto retardador mucho más importante que el aluminio³³, observando la tabla 1.1³⁴ se constata que el Al y el Nb tienen casi la misma diferencia en diámetro atómico con el hierro, lo que quiere decir que, aunque el efecto del diámetro atómico juega un papel importante en el endurecimiento de aceros, no es suficiente para explicar el efecto de los elementos de microaleación sobre la recristalización.

Elemento	r_i (nm)	$(r_i - r_{Fe})/r_{Fe}$
Nb	0.1468	0.15
Ti	0.1462	0.15
Al	0.1432	0.12
Mo	0.1400	0.10
V	0.1346	0.06
Si	0.1312	0.03
Mn	0.1304	0.03

$$r_{Fe} = 0.1274 \text{ nm}$$

Tabla 1.1 Diferencia de diámetro atómico entre elementos de micro aleación y el hierro.

Por consiguiente, hay que tener en cuenta, también, las diferencias de estructura electrónica y recordar a este efecto los trabajos de Abrahamson sobre la recristalización estática de la ferrita³⁵. Este autor mostró que la influencia de una adición de soluto sobre la recristalización depende esencialmente del número de electrones s, p, d de la capa exterior del elemento en estado fundamental. A partir de estos resultados se observó que el Nb tiene un efecto mucho más importante sobre la recristalización del hierro- α que el Al y el V. Este modelo fue aplicado a la fase austenítica por varios autores³⁶⁻³⁹. En todos estos trabajos se encuentra siempre la misma jerarquía de los efectos de Nb, V y Al en solución tanto sobre el endurecimiento relativo de la austenita como sobre la cinética de la recristalización dinámica. Esto se explica si se considera que el límite elástico a alta temperatura corresponde al inicio de la restauración dinámica y que es esta misma restauración quien preceda y controla la recristalización dinámica. En efecto, como ya se ha mencionado antes, la restauración dinámica proceda por movimiento y acumulación de dislocaciones hasta que en algunos puntos la densidad alcanza un valor crítico que conduce a la nucleación de un nuevo grano.

II-4-2 Efecto de la precipitación de los microaleantes

Es bien conocido que la deformación plástica y la recristalización dinámica surten el efecto de adelantar apreciablemente la precipitación de carburos, nitruros y carbonitruros de los elementos de los elementos microaleantes. El método utilizado para seguir la cinética de la precipitación fue desarrollado por Jonas y col.³⁰⁻³² sobre aceros microaleados al niobio. Su método consiste, durante un ensayo de compresión a temperatura y velocidad de deformación constante, en determinar la deformación ϵ_p correspondiente al máximo de la curva tensión-deformación. Para determinar las denominadas curvas PTT (precipitación-temperatura-tiempo) se utilizan las curvas de variación de ϵ_p en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas, y considerando las desviaciones respecto a la curva correspondiente al acero de referencia, donde no hay ninguna precipitación, se puede determinar perfectamente el tiempo de inicio y final de la precipitación. Los tiempos de inicio y final de la precipitación se deducen de las fórmulas siguientes:

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

$$t_i = \frac{\epsilon_p^i}{\dot{\epsilon}_i} \quad , \quad t_f = \frac{\epsilon_p^f}{\dot{\epsilon}_f} \quad (1.3)$$

La figura 1.20 muestra las curvas PTT de un acero microaleado (0.05%C, 0.035%Nb)³¹, para tres caso de precipitación: precipitación estática, precipitación con 5% de predeformación y precipitación dinámica. La precipitación de NbC está apreciablemente acelerada por la predeformación del 5%, pero todavía lo es más si la deformación es continua y concurrente con la precipitación. Ello se debe a la densa nucleación de precipitados en las dislocaciones, mientras que en el caso de precipitación en aceros recocidos tiene lugar en bordes de grano. La deformación concurrente con la precipitación aumenta, también, la velocidad de crecimiento de los precipitados al aumentar la difusividad del Nb.

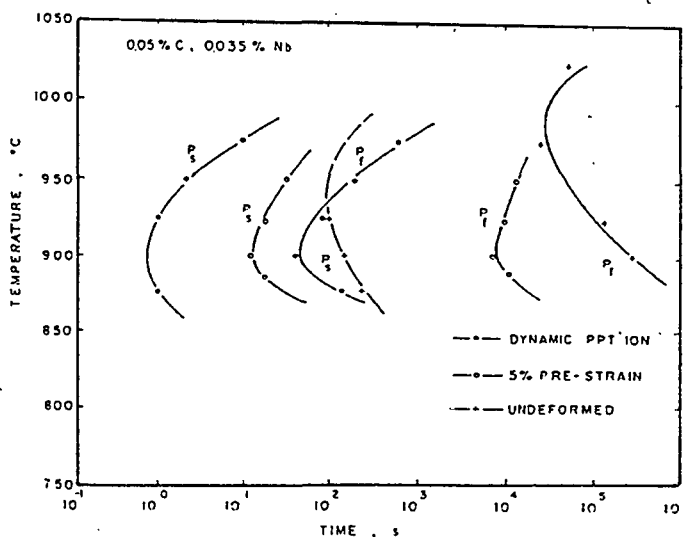


Fig. 1.20. Comparación de tres tipos de curvas PTT de un acero HSLA microaleado con Nb³¹. P_s: Inicio de precipitación, P_f: Final de precipitación.

II-4-3 Interacción entre precipitación y recristalización

La superposición de las curvas RTT (recristalización-temperatura-tiempo) con las PTT permite poner en evidencia la interacción existente entre los dos mecanismos: precipitación y recristalización. En la figura 1.21 donde se representa esquemáticamente esta interacción, se puede distinguir tres dominios. Por debajo de T₀ (el límite de

solubilidad del precipitado), en el rango 1, la recrystalización precede a la precipitación, ésta se retarda porque la elimina lugares potenciales de nucleación. En el rango 2, cuyo límite inferior es T_r , la recrystalización todavía precede a la precipitación, pero es incompleta antes de que ésta se inicie en la austenita recrystalizada. Entre T_r y A_3 , en el rango 3, la precipitación se inicia antes que la recrystalización, retrasando marcadamente su inicio y dificultando su progresión.

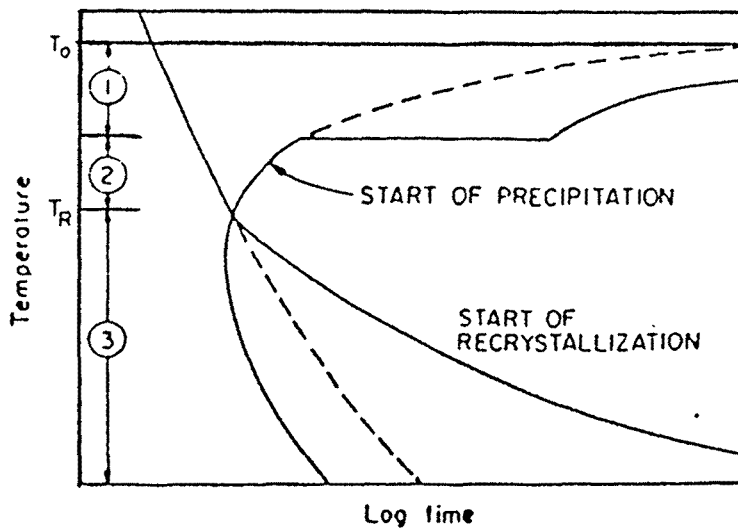


Fig. 1.21. Representación esquemática de las curvas TTT para recrystalización y precipitación y la interacción entre ambas.

Un razonamiento similar al realizado permite explicar la aparición de "bahías" en las curvas RTT de los aceros microaleados de la figura 1.22. En esta figura se aprecia la aparición de esta bahía, así como un retraso global de la curva RTT respecto a la de un acero similar sin microaleantes. La influencia del soluto (Nb, V, Ti) mediante el efecto de arrastre de soluto en la recrystalización, se representa en la figura 1.23a. La adición de la curva PTT a la figura 1.23a conduce a la curva global 1.23b. En ella se aprecia que cuando el tiempo para el inicio de la precipitación es mayor que el de la curva RTT modificada por el efecto del soluto, la curva RTT tiene una dependencia normal con la temperatura. Este es el caso a temperaturas elevadas y bajas. Cuando el inicio de la precipitación es anterior a la recrystalización, tal y como se deduce de la curva cinética modificada por el soluto, la nucleación y crecimiento de la recrystalización se retrasan severamente. Hay por lo tanto dos fenómenos:

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

a)- A altas y bajas temperaturas (siempre por encima de A_3), la recrystalización se retrasa por arrastre de soluto.

b)- A temperaturas intermedias, la recrystalización se retrasa por precipitación.

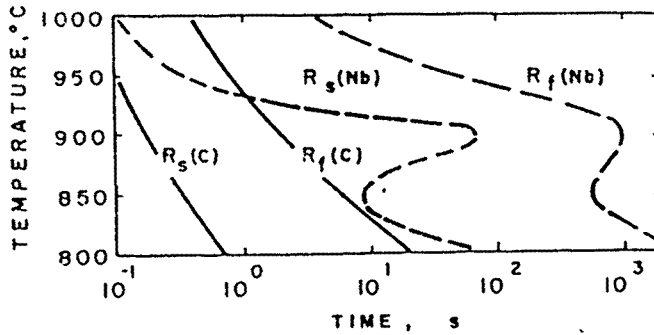


Fig. 1.22. Curvas RTT de un acero al carbono sin microaleantes y un acero microaleado al Nb.

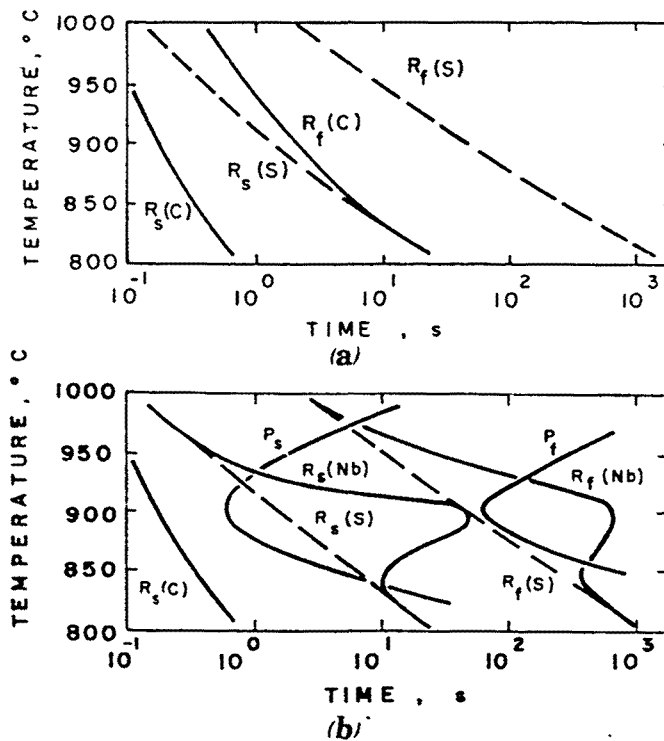


Fig. 1.23. (a) Representación esquemática del efecto del Nb como soluto sobre la cinética de recrystalización de un acero microaleado al Nb. (b) Superposición de las curvas PTT y RTT. Se muestra la importancia del retraso por efecto soluto, para potenciar el retraso por efecto de la precipitación.

III- MODELIZACIÓN DINÁMICA DEL COMPORTAMIENTO DE MATERIALES

Las aproximaciones de modelización dinámicas y mecánicas del material se están utilizando para mejorar el conocimiento de las características de la fluencia, fractura y conformado. Las primeras aproximaciones se basan en el análisis de las energías de activación y están limitadas a los procesos que pueden describirse por las ecuaciones de estado estable aplicadas a cristales puros y aleaciones simples. La segunda aproximación se basa en los fundamentos termodinámicos y se utiliza para entender las propiedades intrínsecas del conformado de aleaciones tanto simples como complejas. La modelización dinámica del material es requerida para obtener predicciones realistas del proceso de deformación y para reducir el coste de los procedimientos de diseño.

Durante las dos últimas décadas, varios investigadores^{2,40-42} han estudiado extensivamente los efectos de la deformación, velocidad de deformación, temperatura y microestructura sobre el comportamiento de fluencia de los metales durante los procesos de deformación. En esta última década H.J.Frost y M.F.Ashby⁴¹ y R.Raj⁴³ intentaron describir los procesos de deformación y fractura que se producen durante la deformación utilizando mapas de deformación o procesado. Ambas aproximaciones son deterministas en el sentido de que las ecuaciones de la velocidad de deformación de cizalladura (válida para el estado estable) están desarrolladas asumiendo que son dependientes de unos procesos atómicos básicos tales como movimiento de dislocaciones, difusión, deslizamiento de los límites de grano y transformaciones de fase.

III-1 conceptos generales sobre la modelización del comportamiento de un material

Modelizar el comportamiento de un material es encontrar una expresión concisa y general que toma en consideración el conjunto de sus propiedades de deformación; es traducir los fenómenos metalúrgicos al lenguaje de la mecánica; es, por fin, reunir los resultados experimentales bajo una forma que permita la interpolación y la extrapolación.

Se puede distinguir tres grandes tendencias en los métodos de modelización:

- métodos basados en análisis físico-microscópicos del comportamiento del material donde la teoría de dislocaciones es el soporte fundamental. El comportamiento macroscópico se obtiene por integración lo cual necesita unas hipótesis siempre difíciles de justificar y un análisis delicado. Los modelos así encontrados representan bastante bien los fenómenos, pero a cambio de una complejidad que limita las aplicaciones.

- métodos asociados a la termodinámica de procesos irreversibles, lo cual permite establecer las condiciones necesarias que deben verificar las ecuaciones del comportamiento. Estas condiciones son generales e insuficientes para precisar cuantitativamente los modelos para las aplicaciones prácticas.

- métodos fenomenológicos, por último, que se basan en la observación descriptiva de los fenómenos microscópicos de la deformación. Por consiguiente, teniendo en cuenta las indicaciones cualitativas de la física de sólidos y la termodinámica, se puede llegar a obtener modelos realistas y sencillos pero que no podrán pretender hacer progresar la comprensión de los mecanismos físicos de la deformación ni dictar las reglas para mejorar las propiedades de los materiales.

Modelizar el comportamiento de un material por el método fenomenológico consiste en:

- enumerar los fenómenos que queremos tener en cuenta
- elegir los parámetros de configuración representativos de los fenómenos
- realizar los experimentos significativos
- elegir una forma matemática particular del modelo
- verificar esta expresión con los resultados experimentales
- verificar eventualmente sobre otros tipos de experimentos

III-2 Leyes de comportamiento de materiales en un proceso de conformado en caliente

Un análisis fenomenológico de la deformación a alta temperatura por medio del estado estacionario, permite la obtención de ecuaciones constitutivas del comportamiento del material, dentro del marco de la teoría termodinámica de la deformación.

Como ya se ha reseñado anteriormente la deformación de materiales policristalinos a altas temperaturas tiene lugar por alguno de los tres siguientes mecanismos: deslizamiento por movimiento de dislocaciones, deslizamientos de fronteras de grano y fluencia difusional. Todos estos mecanismos pueden considerarse independientes entre sí, activados térmicamente y controlados por la difusión de átomos.

III-2-1 Termodinámica de la deformación por movimiento de dislocaciones.

El análisis termodinámico de la deformación plástica por movimiento de dislocaciones proviene de la teoría de fluencia viscosa de fluidos moleculares y la idea básica es que las dislocaciones no sólo deslizan en su "plano de deslizamiento" (movimiento conservativo) sino que también se mueven fuera de él por escalada (movimiento no conservativo), siendo este el movimiento que controla la velocidad de anulación de dislocaciones que, como se indicó en el apartado anterior, en el estado estacionario es igual a la velocidad de creación de las dislocaciones. La velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$, puede escribirse en función de la velocidad media de las dislocaciones, \bar{v} , mediante la relación de Orowan:

$$\dot{\epsilon} = \rho_m b \bar{v} \quad (1.4)$$

donde ρ_m es la densidad de dislocaciones móviles, y b vector de Búrgers.

A escala microscópica, durante la deformación, una dislocación se desplaza conservativamente por deslizamiento hasta que queda frenada por una barrera energética (precipitados, átomos en solución sólida, otras dislocaciones, la red cristalográfica ella

misma, los límites de grano...). La deformación continúa cuando la dislocación supera el obstáculo, con ayuda de la tensión aplicada y la agitación térmica.

Si se supone que el número de veces por segundo, v , que un segmento de dislocación supera una barrera de potencial en el sentido en que la tensión aplicada, σ , produce trabajo, puede expresarse como una velocidad de reacción térmicamente activada:

$$v^+ = v_0 \exp\left(\frac{-(Q_0 - \sigma b \Delta A)}{kT}\right) \quad (1.5)$$

donde Q_0 es la altura de la barrera de energía, ΔA el área barrida en el plano de deslizamiento por el segmento de dislocación al moverse para superar la barrera y v es la frecuencia de intentos.

La teoría se basa en la hipótesis de que la dislocación supera la barrera, pasa al siguiente valle quedando en una posición de equilibrio, y adquiere de nuevo la energía total para superar la siguiente barrera en forma de un proceso al azar.

i) Si la dislocación yace en un valle después de superar la barrera, podría volver a saltar hacia atrás, con una frecuencia:

$$v^- = v_0 \exp\left(\frac{-(Q_0 + \sigma b \Delta A)}{kT}\right) \quad (1.6)$$

y la frecuencia neta de la reacción sería:

$$v = v^+ - v^- = v_0 \exp\left(\frac{-Q_0}{kT}\right) \sinh\left(\frac{\sigma b \Delta A}{kT}\right) \quad (1.7)$$

ii) Si, después de atravesar la cima, la dislocación se vuelve inestable y desliza rápidamente una distancia Λ hasta que se bloquea delante de otra barrera, y no puede saltar atrás, se tiene que:

$$v = v^+ = v_0 \exp\left(-\frac{Q_0 - \sigma b \Delta A}{kT}\right) \quad (1.8)$$

Llamando l a la longitud de dislocación que se libera después de un salto con éxito, la deformación elemental después de un salto con éxito es lb^2/V para el caso i), y $\Lambda b/V$ para el caso ii). V es el volumen del cristal.

Las magnitudes que entran en juego en un proceso de superación de obstáculos activado térmicamente se pueden visualizar en el diagrama fuerza-distancia de la figura 1.24⁴⁴. En el eje de ordenadas se representa la fuerza, F , que ejerce la tensión aplicada sobre un segmento de dislocación de longitud l . En el eje de abcisas se representa la distancia recorrida por la dislocación durante el proceso de activación. La magnitud $lb\sigma$ es la fuerza suministrada por la tensión aplicada. La barrera de energía se representa por la cima, de altura $lb\sigma_B$ que se alza sobre una planicie de altitud $lb\sigma_i$; σ_B es la tensión necesaria para superar la barrera y σ_i es la tensión interna fluctuante de largo alcance, producida por otras dislocaciones. La longitud de onda de σ_i es grande y el máximo no puede superarse con ayuda de la agitación térmica; una parte de la tensión aplicada debe usarse por lo tanto para mover la dislocación en contra de σ_i . El resto, o tensión efectiva, σ_{ef} , ayuda a superar el obstáculo. Por lo tanto, se tiene:

$$\sigma = \sigma_i + \sigma_{ef} \quad (1.9)$$

La dislocación se ve empujada por la tensión aplicada a lo largo de la pendiente que conduce a la cima a una altura $\sigma_{ef}l b$ por encima de la planicie; la altura que queda hasta la cima puede escalararse con ayuda de la agitación térmica.

La figura 1.24 corresponde al caso de un valor fijo de $\dot{\epsilon}$ y T . Conforme se eleva la temperatura, la contribución de la energía térmica es mayor (el área cuadrículada es mayor) y el obstáculo se vence con una tensión aplicada cada vez menor.

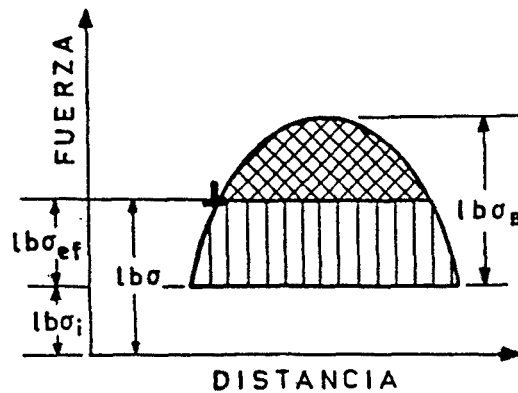


Fig. 1.24. Diagrama fuerza-distancia para la superación de obstáculos. El área sombreada es la energía suministrada por σ_{ef} . El área cuadrículada es la energía suministrada por kT .

En condiciones de $\dot{\epsilon} = \text{constante}$, a una T dada, la tensión efectiva es justamente la necesaria para superar los obstáculos a una velocidad impuesta por $\dot{\epsilon}$. En condiciones de $\sigma = \text{constante}$, a una $\dot{\epsilon}$ dada, la agitación térmica puede hacer que las dislocaciones superen los obstáculos a una v definida a la cual le corresponde una ϵ definida.

Si $\dot{\epsilon}$ impuesta es grande, la dislocación deberá saltar con éxito por encima de la barrera a una mayor frecuencia v . Por lo tanto, a una T dada, la parte de la energía suministrada térmicamente será pequeña. Esto podrá alcanzarse sólo bajo una tensión efectiva grande, y por lo tanto, bajo una tensión aplicada grande. Por esta razón, un proceso activado térmicamente es sensible a la velocidad de deformación y un aumento en $\dot{\epsilon}$ produce el mismo efecto que una disminución de T .

III-2-2 Ecuaciones constitutivas

Generalmente, las ecuaciones constitutivas tienen la forma dada por la expresión siguiente:

$$\dot{\epsilon} = f(\sigma, T, S) \quad (1.10)$$

donde S es una variable que refleja el efecto de la estructura del material. Se ha observado experimentalmente que la velocidad de deformación a tensión constante aumenta exponencialmente con la temperatura, de manera que se puede expresar mediante la relación de tipo Arrhenius:

$$\dot{\epsilon} \propto \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.11)$$

En el dominio de bajas tensiones, se utiliza la ley potencial que liga la tensión, σ , con la velocidad de deformación:

$$\dot{\epsilon} = K \sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.12)$$

mientras que en el dominio de tensiones altas, esta relación obedece a una ley exponencial:

$$\dot{\epsilon} = K' \exp(\beta \sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.13)$$

En estas expresiones Q representa la energía de activación del proceso de deformación, y n, K, K' y β son constantes características del material.

Garofalo⁴² y después Sellars⁴⁰, mediante correlaciones empíricas, fueron los primeros en observar que las dos expresiones anteriores pueden ser unificadas de la forma siguiente:

$$\dot{\epsilon} = A \left(\sinh(\alpha \sigma)\right)^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.14)$$

siendo A una constante del material y $\alpha = \beta/n$ la tensión inversa a la cual se pasa del comportamiento potencial al comportamiento exponencial.

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

Ésta es una ecuación del tipo de la ecuación (1.10) y a pesar que es valida sólo en el estado estacionario, se observó⁹ que puede ser aplicable a la tensión máxima σ_p cuando tiene lugar la recristalización dinámica.

En lo que se refiere a la dependencia de $\dot{\epsilon}$ con la temperatura, el parámetro:

$$Q = -R \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial (1/T)} \right] \quad (1.15)$$

es solo una energía de activación aparente puesto que, en general, varios mecanismos microestructurales interfieren durante el proceso de deformación. La tabla 1.2 compara, por diferentes metales usuales, los valores medidos de Q en Creep y en conformado en caliente a la energía de activación del autodifusión Q_{ad} .

Material	Q (conformado)	Q (Creep)	Q_{ad}
Aluminio	155 kJ/mol	138 a 150 kJ/mol	138 kJ/mol
Hierro α	276 kJ/mol	284 kJ/mol	238 a 280 kJ/mol
Hierro γ	280 kJ/mol	255 kJ/mol	270 a 309 kJ/mol
Cobre	301 kJ/mol	196 a 234 kJ/mol	184 a 234 kJ/mol

Tabla 1.2 Energías de activación aparentes para la deformación y el autodifusión

La energía de activación Q debe ser constante para un material, siempre que no cambie el mecanismo de ablandamiento de la estructura.

III-3 Modelización del comportamiento dinámico del material en un proceso de deformación en caliente

La propiedad más importante de un material, durante un proceso de conformado, es su conformabilidad (habilidad a deformarse plásticamente sin romperse) que consiste: 1) conformabilidad intrínseca: depende del comportamiento constitutivo del material, y 2)

conformabilidad del estado de tensión: depende la naturaleza de la tensión aplicada y de la geometría de la zona deformada. La conformabilidad intrínseca puede ser optimizada mediante la modelización de comportamiento del material, usando los mapas de disipación de energía que representan la respuesta del material a unas condiciones de procesado. La base para la construcción de estos mapas es el modelo dinámico de materiales.

III-3-1 Conformabilidad de un material

Para evitar la formación de defectos que van en detrimento de la conformabilidad como, por ejemplo, bandas de cizalladura, cavidades en límite de grano, fisuraciones juntas triples y para producir productos finales con microestructuras y propiedades controladas, el diseñador del proceso de conformado debe tener un conocimiento global de los parámetros que pueden afectar a la conformabilidad. Recientemente, Dieter⁵² presentó una revisión detallada de estos parámetros y reveló, claramente, que la conformabilidad no es una propiedad que se puede caracterizar unívocamente ya que varía con el estado de tensiones, es decir, con la forma de ejercer la carga y la forma de la probeta, así como también con la microestructura del material, la velocidad de deformación y la temperatura. Por lo tanto, es conveniente considerar que la conformabilidad consiste en dos partes independientes: 1) conformabilidad intrínseca y 2) conformabilidad dependiente del estado de tensión (state-of-stress: SOS).

La conformabilidad intrínseca depende de la microestructura (composición química, historia previa del procesado incluyendo el tratamiento termomecánico) y la respuesta en deformación que proporciona el material a la temperatura y a la velocidad de deformación aplicada durante el proceso de conformado.

La conformabilidad SOS depende de la geometría de la zona de deformación y de la tensión aplicada. En un proceso dado, la conformabilidad SOS puede ser controlada por el cambio del diseño de la matriz o la estampa específica del proceso. Por ejemplo, este aspecto tiene que ser optimizado separadamente para la laminación (diseño del paso de laminación), forja (diseño de la preforma), o extrusión (diseño de la geometría de la cavidad de la estampa).

Los dos aspectos de la conformabilidad deben ser optimizados separadamente. En cuanto a su importancia relativa en la conformabilidad global, la intrínseca domina puesto que si no se optimiza la conformabilidad intrínseca para producir un componente sin defectos, es innecesario perfeccionar el diseño de la matriz o la estampa. En este trabajo, nos interesaremos solo en la conformabilidad intrínseca.

El comportamiento constitutivo del material, sometido a un proceso de conformado, es la clave para el entendimiento de la conformabilidad intrínseca puesto que esta decide la respuesta del material a la temperatura, velocidad de deformación y la deformación aplicada. El comportamiento constitutivo depende sensiblemente de la microestructura que a su vez es función de la composición química de la aleación y la historia del procesado. Como parte de la respuesta del material a los parámetros del proceso aplicado, ciertos cambios microestructurales (mecanismos) ocurren dentro del material. En un cierto intervalo de temperatura y de velocidad de deformación sólo operará uno de los posibles mecanismos de deformación, ya que, siendo independientes entre sí, todos ellos operan simultáneamente y el más rápido será el que controle la fluencia. Un modo de determinar el proceso que controla la fluencia es mediante los mapas de deformación. Estos mapas se preparan usando ecuaciones que relacionan la tensión de fluencia con la temperatura, la velocidad de deformación y la estructura y permiten predecir los mecanismos de deformación controladores a diferentes temperaturas y velocidades de deformación.

III-3-2 Mapas de deformación

Dependiendo de las condiciones experimentales, un material puede deformarse según varios mecanismos de deformación. En un cierto intervalo de temperatura y de velocidad de deformación sólo operará uno de los posibles mecanismos de deformación, ya que siendo independientes entre sí, todos ellos operan simultáneamente y el más rápido será el que controle la fluencia. Un modo de determinar el proceso que controla la fluencia es mediante los mapas de deformación. Estos mapas permiten predecir los mecanismos de deformación controladores a diferentes temperaturas y velocidades de deformación.

III-3-2-1 Mapas de deformación de Ashby-Frost

Los mapas de deformación de la tensión normalizada respecto a la temperatura absoluta por un material policristalino puede teóricamente ser construidas mostrando el área de dominio de cada mecanismo de fluencia. Cada mecanismo de fluencia tiene una ecuación que relaciona la velocidad de deformación de cizalladura, tensión de cizalladura, temperatura absoluta y la estructura. El termino estructura incluye todos los parámetros que describe la estructura atómica como los enlaces atómicos, estructura de defectos, tamaño de grano, densidad de dislocaciones, concentración del soluto y fracción de volumen de las partículas de la segunda fase. Mapas de este tipo son limitados a los materiales policristalinos puros, aleaciones sencillas y condiciones de estado estable. Un ejemplo típico esta representado en la figura 1.25⁴¹.

III-3-2-2 Mapas de deformación de Rishi Raj (damage nucleation maps)

Raj⁴³ extendió el concepto de mapa de deformación a los mapas de procesado considerando dos importantes mecanismos de daño que son relevantes para el procesado. Uno es la formación de cavidades cerca de las partículas duras. Estas partículas no se deforman por sí mismas pero la matriz circundante se deforma más que el promedio, produciendo endurecimiento y concentración de tensiones cerca de las partículas. Cuando las tensiones alcanzan valores suficientemente grandes, la intercara puede separarse o la partícula fisurarse, lo que conduce a la creación del daño debido a la formación de cavidades contribuyendo, por ultimo a la fractura dúctil. A altas temperaturas, la velocidad de formación de cavidades es relativamente lenta a causa de las bajas velocidades de endurecimiento debidas a la restauración. También, las bajas velocidades de deformación contribuirán a la disminución de la concentración de tensiones en las intercaras de las partículas por procesos de transporte difusional de materia de regiones de compresión alrededor de las partículas, a regiones de tracción, y por otros procesos de fluencia. A base de estos efectos de temperatura y velocidad de deformación, Raj⁴³ determinó el limite inferior para la formación de cavidades cerca de partículas duras.

El segundo mecanismo de daño, denominado fisuración de junta triple, es la formación de fisuras en cuña en los límites de grano para disminuir la concentración de tensiones causada por el deslizamiento de los límites de grano a altas temperaturas y bajas velocidades de deformación. Si la velocidad de deformación es tan alta que la matriz se deforma a velocidades más grandes que la velocidad de deslizamiento de los límites de grano, los efectos del deslizamiento serán despreciables y no habrá fisuración en cuña. Si la velocidad de deformación es muy baja, habrá suficiente tiempo para la relajación de tensiones en la junta triple. El límite superior para evitar la fisuración en cuña a altas temperaturas ha sido determinado por Raj⁴³. La figura 1.26⁴³ muestra el mapa de Raj donde el límite inferior para la formación de cavidades y el límite superior para la aparición de la fisuración en cuña están representados. En principio existe siempre una región que es “segura” para procesar, donde los mecanismos de daño no ocurren. La región segura tiene, también, un límite a velocidades de deformación muy altas donde la localización de fluencia, debida a las bandas de cizalladura, ocurre.

Los mapas de Raj constituyen un avance muy importante en la optimización de la conformabilidad intrínseca evitando los defectos y los mecanismos de daño. Sin embargo, existen ciertas limitaciones en la construcción de estos mapas para aleaciones comerciales debido a la no disponibilidad de los datos requeridos. Además, no es posible saber, a priori, todos los mecanismos microestructurales que ocurren en el material para poder modelarlos adecuadamente.

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

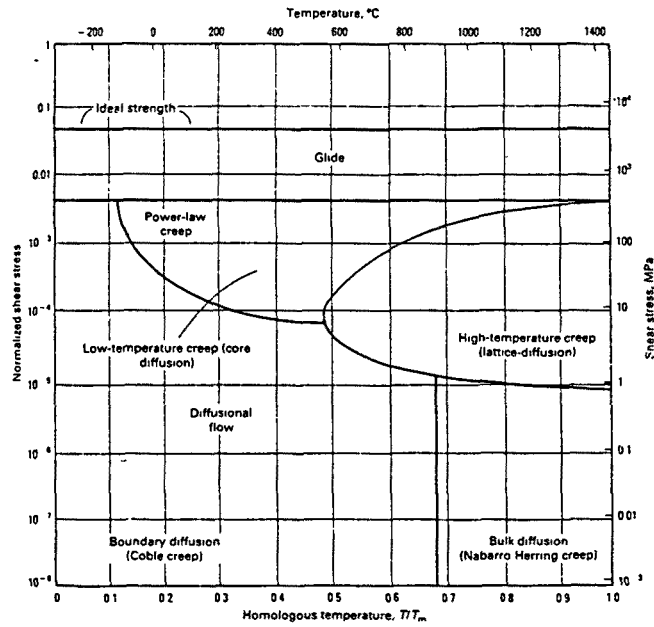


Fig. 1.25. Ejemplo de un mapa de deformación de Ashby-Frost.

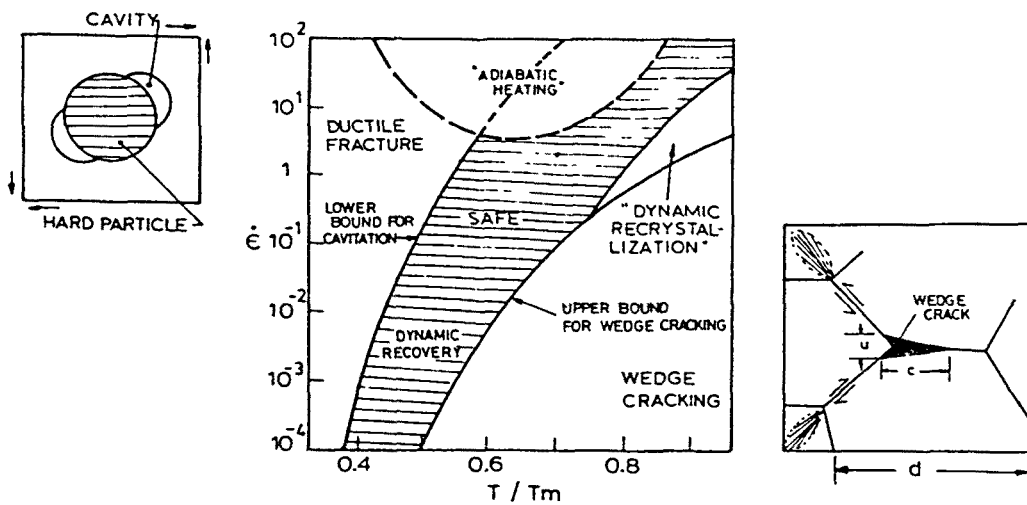


Fig. 1.26. Mapa de Raj para el aluminio mostrando las condiciones límites para la nucleación del daño.

III-3-2-3 Mapas de deformación de Rao-Raj

K.P.Rao superpuso los datos de la ductilidad a temperaturas ambientes de las probetas deformadas a varias temperaturas y velocidades de deformación sobre los mapas de Raj⁵³ y observó que los valores de ductilidad baja se sitúan en la región donde los mapas de Raj predicen la fisuración en cuña. Los valores máximos de ductilidad fueron encontrados en medio de la región segura. Este comportamiento está representado en la figura 1.27. Los resultados indican que es posible encontrar una mayor optimización dentro de las regiones seguras predichas por los mapas de Raj.

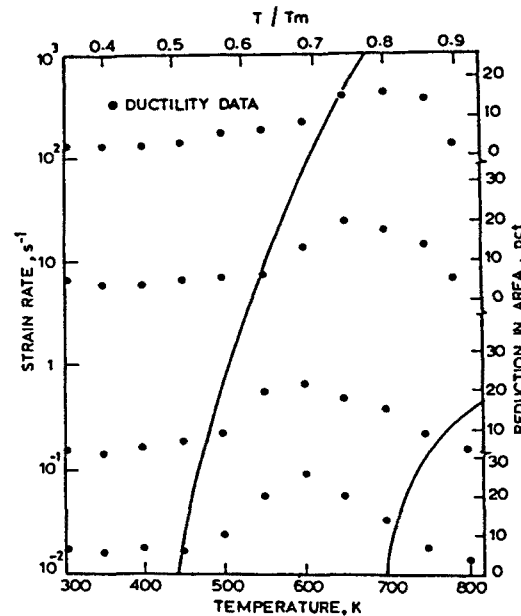


Fig. 1.27. Mapa experimental de procesamiento para la aleación Al-5%Si determinado en base a datos de ductilidad.

III-3-3 Modelización dinámica del comportamiento del material

Durante los procesos de forja, el útil del conformado proporciona una energía instantánea a la pieza conformada mediante la cantidad expresada por:

$$\sigma \cdot \dot{\epsilon} = \sigma_1 \cdot \dot{\epsilon}_1 + \sigma_2 \cdot \dot{\epsilon}_2 + \sigma_3 \cdot \dot{\epsilon}_3 \quad (1.16)$$

donde σ es la tensión verdadera, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación verdadera y los términos de la derecha son los productos de las tensiones principales y las velocidades de deformación principales.

La pieza conformada disipará, mediante los procesos metalúrgicos, la energía instantánea aplicada de una manera proporcional al nivel de energía suministrada. Por ejemplo, cuando la energía es suministrada a altas velocidades de deformación, el material la disipará mediante procesos de fractura y cuando la energía es suministrada a bajas y controladas velocidades de deformación, el material la disipará por fluencia superplástica si su microestructura es correcta y se deforma bajo condiciones superplásticas. La eficiencia de disipación de energía de estos procesos metalúrgicos puede ser la misma pero su variación con la velocidad de deformación puede no favorecer el alcance de las condiciones de estado estable.

III-3-3-1 Conceptos básicos

La base para la construcción de los mapas de disipación de energía es el modelo dinámico de los materiales desarrollado por Prasad y col^{54,55} y analizado por Gegel y col^{56,57} y Alexander⁵⁸.

En este modelo la pieza conformada a alta temperatura se considera como una disipadora de energía y su ecuación constitutiva es una relación analítica que describe la variación de la tensión de fluencia con los parámetros de deformación es decir temperatura y velocidad de deformación. Esta ecuación es una característica intrínseca del material de la pieza conformada y describe la manera en que la energía se convierte en cualquier instante, usualmente, en energía térmica y microestructural no recuperable por el material. Por consiguiente, la deformación en caliente se modela manejando varios procesos termodinámicos irreversibles controlados por la velocidad de energía aportada y la posterior disipación de esta energía mediante los procesos metalúrgicos dinámicos.

La ecuación constitutiva de un disipador simple se representa esquemáticamente en la figura 1.28a como variación de la tensión de fluencia (esfuerzo) con la velocidad de deformación (fluencia) a temperatura y deformación constante. A una temperatura y una deformación dada, se asuma que la ecuación dinámica constitutiva sigue una ley potencial:

$$\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}^m \quad (1.17)$$

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

donde K es una constante del material, y m es el coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación. En el dominio de la deformación en caliente para los metales puros², m es independiente de la temperatura y de la velocidad de deformación; pero en el caso de las aleaciones complejas, se ha demostrado⁵⁹ que varía con la temperatura y la velocidad de deformación.

A una velocidad de deformación dada, la energía total disipada, $\sigma \cdot \dot{\epsilon}$, consta de dos partes. En la terminología de la modelización de sistemas⁶⁰ se representa por la suma de dos integrales:

$$P = \sigma \cdot \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma \cdot d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} \cdot d\sigma = G + J \quad (1.18)$$

G es el área por debajo de la curva de la figura 1.28a y representa el contenido disipador.

J es el área por encima de la curva de la figura 1.28b y es la función complementaria de G.

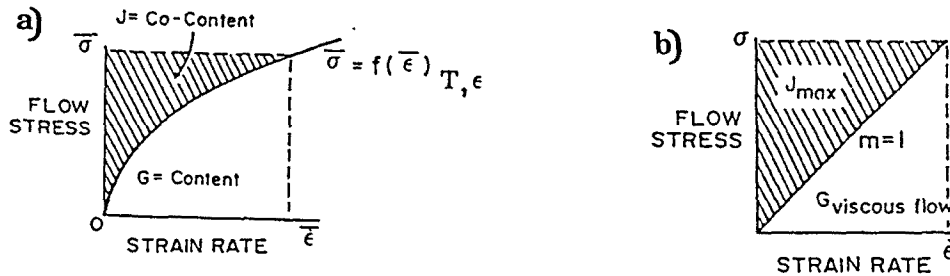


Fig. 1.28. a) Representación esquemática de la ecuación constitutiva de un disipador de energía; b) Disipador lineal ideal.

Para entender el sentido físico de G y J, deben considerarse los procesos microscópicos de la deformación plástica en cizalladura simple⁶¹. La fluencia plástica ocurre por deslizamiento cristalográfico que, como se sabe, resulta del desplazamiento de dislocaciones sobre sus planos de deslizamiento bajo la acción de una tensión de cizalladura τ . La acción de τ aumenta la energía cinética y potencial. Una parte considerable de la energía potencial es casi instantáneamente transformada en energía cinética. Sin embargo, la energía cinética total producida por fluencia plástica se transforma en calor. La mayor porción de esta

transformación se disipa a través de este aumento de temperatura y se representa por el contenido disipador G , el área bajo la curva representativa de la ecuación constitutiva dinámica, la parte restante es almacenada en forma de defectos.

Las dislocaciones generadas por la deformación plástica se moverán con una cierta velocidad que es responsable de la sensibilidad a la velocidad de deformación de la tensión de fluencia. Las dislocaciones móviles se agrupan, después de la aniquilación de algunas por la restauración térmica o mecánica, y pueden, también, formar intercaras que a temperaturas suficientemente altas pueden migrar para causar una aniquilación, a mayor escala, de las dislocaciones. A temperaturas relativamente bajas, donde los procesos de restauración son lentos, los grupos de dislocaciones pueden crear fisuras internas, las superficies libres de las cuales forman “los sumideros” para la aniquilación de las dislocaciones. Pueden existir varios procesos microscópicos (e.g. fluencia difusional, transformación de fase inducida por tensión) que eliminan dislocaciones y disipan energía. Todos estos procesos metalúrgicos contribuyen a la disipación de energía en menor proporción que el contenido disipador G y representan la disipación de energía a través de la función complementaria J : el co-contenido disipador. El comportamiento dinámico del material puede ser explícitamente modelado en términos de la variación de J con los parámetros del proceso.

III-3-3-2 Evaluación del co-contenido de energía J

De las ecuaciones (1.17) y (1.18) se deduce que la partición de energía entre G y J es dada por:

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} \cdot d\sigma}{\sigma \cdot d\dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \cdot \sigma \cdot d \ln \sigma}{\sigma \cdot \dot{\epsilon} \cdot d \ln \dot{\epsilon}} \approx \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\epsilon}} \equiv m \quad (1.19)$$

Así, en el caso extremo, J puede ser como mucho igual a G , puesto que las dislocaciones no pueden ser aniquiladas a velocidades más grandes que aquéllas a las que se generan. Esto es el caso ideal de un disipador lineal donde $m = 1$ y $J = J_{\max} = G_{\min} = 0.5 P$ y la mitad de energía se disipa como fluencia plástica del material mientras que la otra mitad se disipa en forma de calor (Fig. 1.28b). En el otro extremo, $m = 0$ y $J = 0$ y el material no disipa energía a través

de los procesos metalúrgicos y se comportara como un “almacén” de energía mediante generación de dislocaciones. La fluencia plástica estable ocurre entre los dos extremos $m = 0$ y $m = 1$.

El co-contenido disipador J puede ser explícitamente evaluado a partir de la integral:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} \cdot d\sigma = \int_0^{\sigma} K' \cdot \sigma^{1/m} d\sigma \quad (1.20)$$

donde $K' = (1/K)^{1/m}$ es otra constante. Usando la ecuación (1.17) el co-contenido disipador viene dado por:

$$J = \frac{m \cdot \sigma \cdot \dot{\epsilon}}{m+1} \quad (1.21)$$

En materiales que tienen microestructuras complejas o aleaciones bi-fásicas, los procesos metalúrgicos dinámicos, que contribuyen a la disipación de energía durante la deformación en caliente, ocurren simultáneamente y/o interactivamente. Por consiguiente, el valor evaluado de J será el resultado global de estas interacciones. En efecto, los procesos metalúrgicos tales como la restauración dinámica, recristalización dinámica, rotura interna, disolución o crecimiento de partículas (o segundas fases) bajo condiciones dinámicas y transformación de fase inducida por deformación o precipitación dinámica contribuyen a un cambio en el valor de la energía disipada (J). Cuando dos procesos principales de disipación de características diferentes ocurren simultáneamente, el valor de J alcanza su máximo cuando la energía disipada por uno iguala la del otro.

III-3-3-3 Eficiencia de la disipación de energía

Considerando que la velocidad máxima posible de aniquilación de dislocaciones solo puede ser, como mucho, igual a la velocidad de generación de estas dislocaciones, la disipación de energía a través del co-contenido J , puede normalizarse con un disipador lineal

$\left[m=1 ; J_{max} = \left(\frac{\sigma \cdot \dot{\epsilon}}{2} \right) \right]$ para definir un parámetro adimensional llamado eficiencia de la disipación de energía (η) a través de los procesos metalúrgicos:

$$\eta = \frac{J}{J_{max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (1.22)$$

La variación de η , generalmente expresada en porcentaje, con la temperatura y velocidad de deformación representa las características de disipación de energía mediante los cambios microestructurales en la pieza conformada y constituye el mapa del procesado. Este mapa de procesado exhibe varios dominios que pueden ser correlacionados con mecanismos microestructurales específicos. La figura 1.29a representa de manera esquemática el mapa tridimensional de la eficiencia de disipación de energía con la temperatura y la velocidad de deformación. Una mejor representación será en forma de un contorno de iso-eficiencia. Un contorno esquemático de iso-eficiencia se representa en la figura 1.29b.

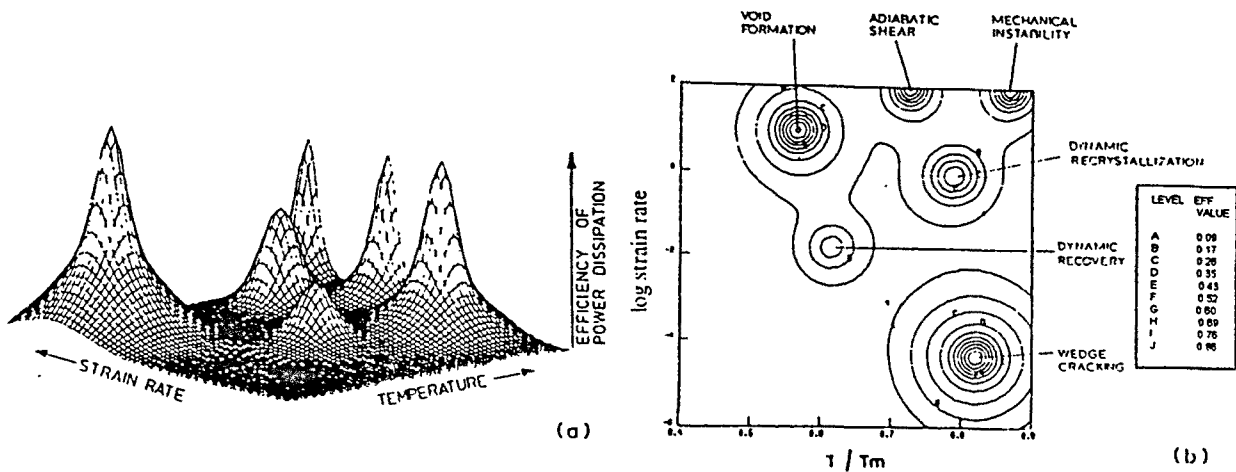


Fig. 1.29. a) Representación esquemática de la variación de la eficiencia de disipación de energía con la temperatura y velocidad de deformación; b) Mapa de contorno mostrando los contornos de iso-eficiencia.

III-3-4 Interpretación de los mapas de procesado

La interpretación de los mapas de disipación de energía se hace en base a los principios generales de los mecanismos microestructurales, representados en los mapas de Raj⁴³, siguiendo las líneas generales siguientes:

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

(1) A temperaturas bajas ($T \leq 0,25T_f$) y altas velocidades de deformación ($10 - 100 \text{ s}^{-1}$), la formación de cavidades ocurre cerca de las partículas duras y esto conduce a la fractura dúctil. En los mapas de disipación estas regiones están caracterizadas por muy altas eficiencias y un rápido aumento en la eficiencia cuando la temperatura decrece y la velocidad de deformación aumenta.

(2) A altas temperaturas ($T \geq 0,75T_f$) y bajas velocidades de deformación ($\leq 10^3 \text{ s}^{-1}$), se produce la fisuración en cuña debida al deslizamiento de los límites de grano. En esta región la eficiencia de la disipación de energía es muy alta y aumenta con la disminución de la velocidad de deformación hasta alcanzar un pico de eficiencia.

(3) A altas temperaturas ($T \approx 0,75T_f$) y altas velocidades de deformación (10^{-1} a 10 s^{-1}) la recristalización dinámica domina. Este dominio tiene una eficiencia media de disipación de energía (30-50 %).

(4) A temperaturas y velocidades de deformación intermedias, se produce el proceso de la restauración dinámica caracterizada por una eficiencia más baja que la de recristalización dinámica.

(5) A velocidades de deformación muy altas ($\geq 10\text{s}^{-1}$) existe la posibilidad de aparición de bandas de cizalladura adiabática y esto conduce a la localización de fluencia. En este caso la eficiencia de disipación de energía es muy baja.

En aleaciones complejas pueden existir más procesos metalúrgicos que contribuyen a la disipación de energía. Se requiere un conocimiento previo de estos procesos para identificar sus características en el mapa de disipación de energía y, también, su existencia tiene que ser confirmada por estudios microestructurales en cada dominio del mapa.

Finalmente, hay que destacar la gran importancia del dominio de la recristalización dinámica en la optimización de la conformabilidad intrínseca, puesto que reconstituye la

microestructura mediante la formación y la migración de límites de grano y es el mecanismo más eficiente dentro de la región segura del procesado.

III-3-5 Mapas de procesado para algunos materiales comerciales

Para ilustrar el uso del modelo dinámico en el procesado de aleaciones comerciales, se representan los mapas de procesado de los siguientes materiales:

1- Acero suave (0,16 %C)

El mapa de este material ha sido determinado en base a datos de extrusión en caliente obtenidos por Hughes y col⁶². El mapa, representado en la figura 1.30, exhibe un dominio de la recristalización dinámica en la región situada en $T = 1373 \text{ K}$ y $\dot{\epsilon} = 0,5 \text{ s}^{-1}$ y extendida sobre $\pm 100 \text{ K}$ y un rango de velocidades de deformación de $0,05\text{-}2 \text{ s}^{-1}$. No obstante, los datos experimentales cubren sólo un rango limitado de temperatura y velocidad de deformación.

2- Acero inoxidable (316)

Los datos de extrusión en caliente de Hughes y col⁶² son utilizados para construir el mapa del acero inoxidable 316 como se muestra en la figura 1.31. El dominio de la recristalización dinámica aparece en las mismas condiciones que para el acero suave (1373 K y $0,3 \text{ s}^{-1}$).

3- Aleación de aluminio 7075

El mapa obtenido⁵⁵ de la aleación 7075 en condiciones de extrusión y ensayo en la dirección longitudinal se representa en la figura 1.32. El dominio de la recristalización dinámica ocurre a 550°C y $0,1 - 1 \text{ s}^{-1}$.

4- Ti-6Al-4V

El mapa obtenido⁶³ para esta aleación de titanio, representada en la figura 1.33, se construyó en base a datos publicados por varios investigadores. El mapa exhibe una deformación

superplástica a $T=1200\text{ K}$ y $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ y la recristalización dinámica aparece a $T = 1200\text{ K}$ y $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$. La bifurcación ocurre a $\dot{\epsilon} = 10^{-1}\text{ s}^{-1}$.

5- Aleación Mg-Zr

Rao⁵⁵ representó el mapa de la aleación Mg-Zr (fig. 1.34). El Circonio se añade al Magnesio para afinar el grano y la aleación sufre una recristalización dinámica en un amplio dominio. El pico de eficiencia se encuentra a $T = 775\text{K}$ y $\dot{\epsilon} = 10^{-2}\text{ s}^{-1}$.

6- IN 738 + yttria

El mapa se construye a partir de los datos de Gessinger y col⁶⁴ y se ilustra en la figura 1.35. El dominio de la recristalización dinámica es estrecho y ocurre en el rango de temperaturas 1373 -1473 K. El pico de eficiencia de la recristalización dinámica se halla a 1423 K y $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$.

7- 6061 + 20 vol % SiC MMC

Este mapa ha sido determinado por Lombard⁵⁵ para composites de matriz metálica (MMC) conteniendo partículas de SiC. El pico de la recristalización dinámica ocurre a $T = 550\text{ °C}$ y en el rango de velocidades de deformación ($10^{-3} - 10^{-2}\text{ s}^{-1}$). El mapa se ve representado en la figura 1.36.

8- Latón α - β

El mapa fue determinado por Prasad⁵⁵. En el Latón α - β , con una estructura en plumas (β transformada), el mapa exhibe la recristalización dinámica a $T = 700\text{ °C}$ y $\dot{\epsilon} = 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ y la superplasticidad a $T = 750\text{ °C}$ y $\dot{\epsilon} = 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ (fig. 1.37).

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

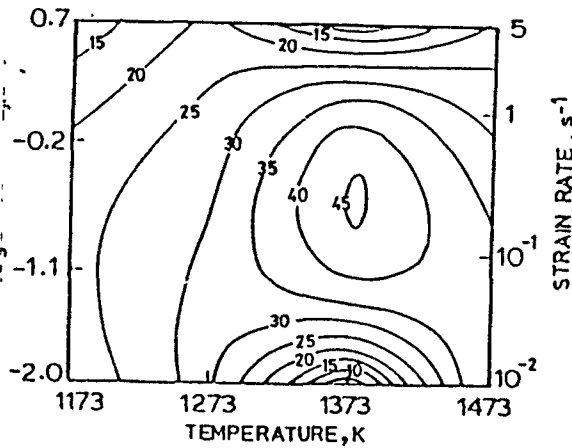


Fig. 1.30. Mapa de procesamiento de un acero suave (0.16 %C).

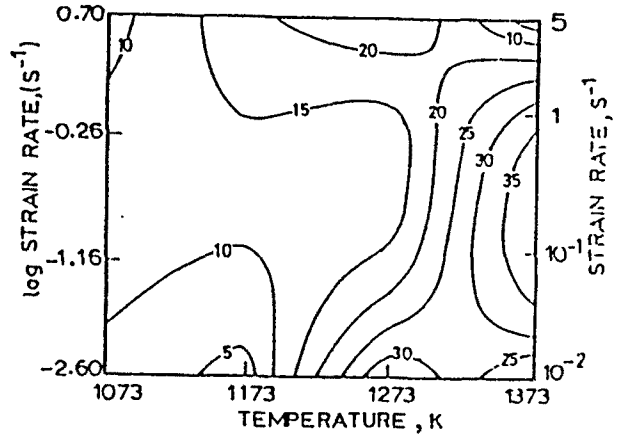


Fig. 1.31. Mapa de procesamiento del acero inoxidable 316.

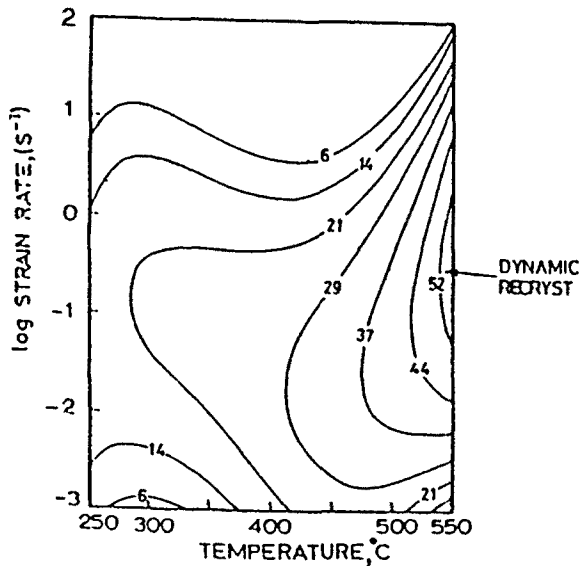


Fig. 1.32. Mapa de procesamiento para la aleación de aluminio 7075.

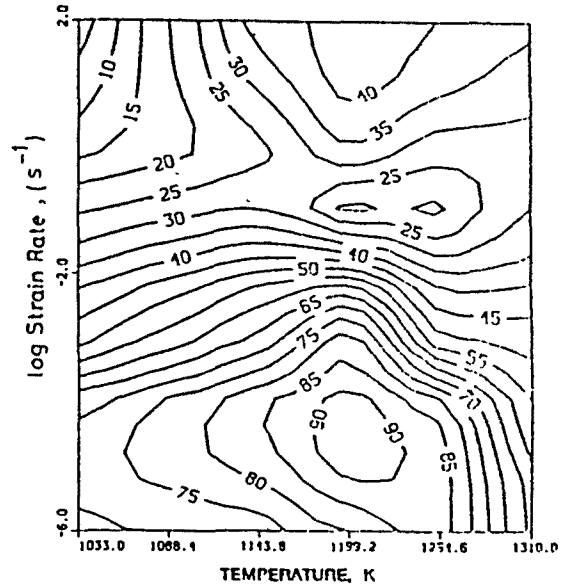


Fig. 1.33. Mapa de procesamiento para Ti-6Al-4V.

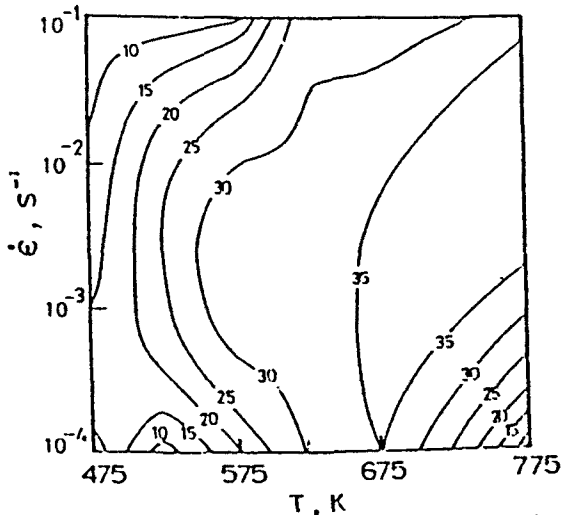


Fig. 1.34. Mapa de procesamiento para la aleación Mg-1.5 % Zr.

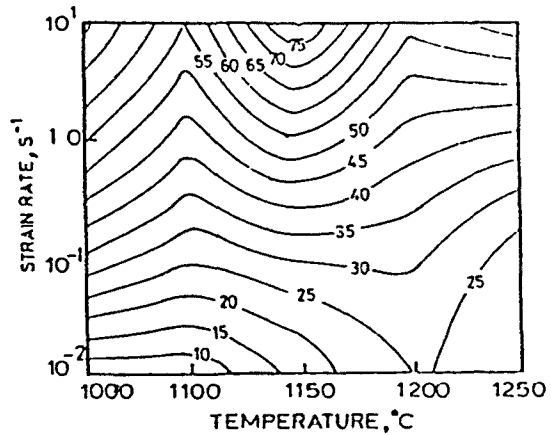


Fig. 1.35. Mapa de procesamiento para la aleación IN738 + 1.5% Yttria.

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

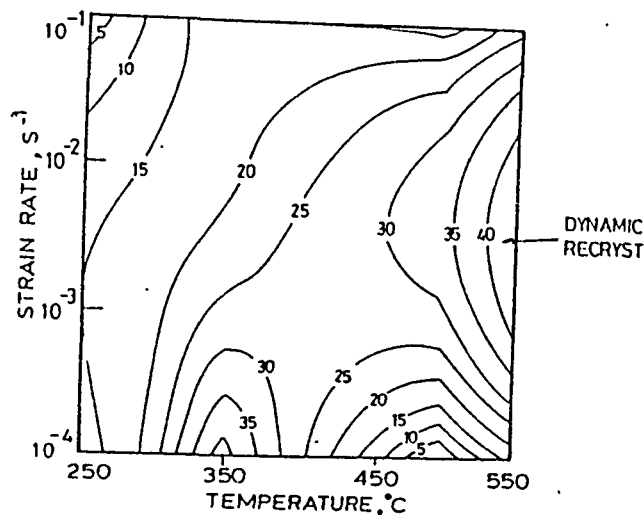


Fig. 1.36. Mapa de procesamiento para composites de matriz metálica conteniendo partículas de SiC.

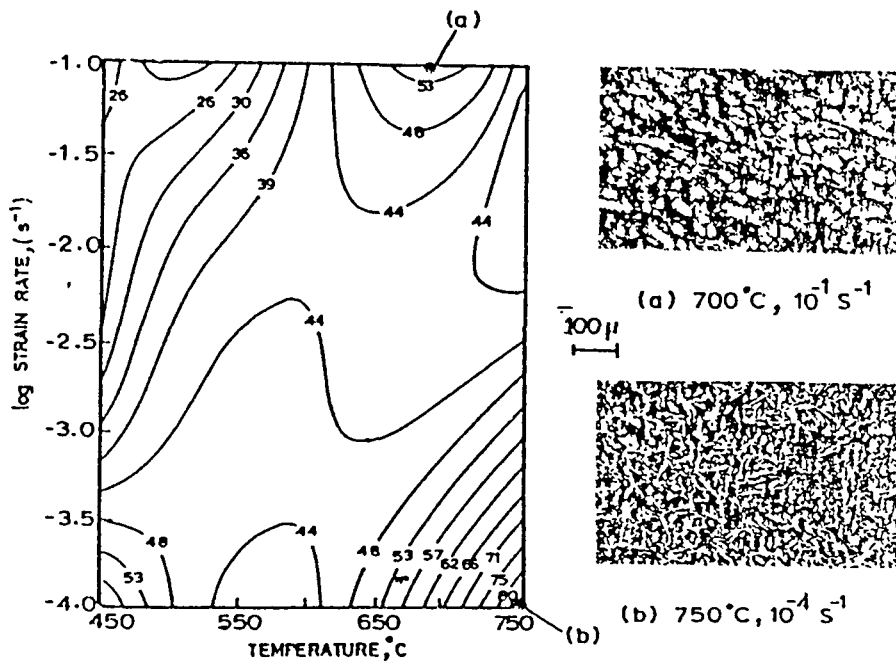


Fig. 1.37. Mapa de procesamiento para el latón α - β .

Todos los mapas descritos anteriormente han sido determinados en base a datos disponibles en la literatura. En estos datos nunca se hizo una corrección adiabática de aumento de temperatura para una velocidad de deformación constante. Habrá un ligero cambio en estos mapas si se incorpora la corrección adiabática⁶⁵. Además, la historia previa del procesamiento afecta, también, a estos mapas. Como se ha discutido anteriormente, las condiciones de procesamiento para llegar a la conformabilidad intrínseca óptima son las del pico de eficiencia en el dominio de la recristalización dinámica. En las operaciones comerciales de conformado, no

siempre es posible tener un estrecho control sobre los parámetros de temperatura y de velocidad de deformación. Por consiguiente, los mapas de disipación de energía son de una considerable utilidad en el sentido que el dominio de la recristalización dinámica pondrá los límites para el control de los parámetros del proceso de conformado. De hecho, como la recristalización dinámica es una consecuencia del comportamiento constitutivo del material, la composición química, la microestructura y la historia previa de la pieza conformada decidirán hasta que punto el control tiene que ser rígido. Además, el mapa será una guía muy útil en el diseño del proceso entero del conformado puesto que el rango de velocidad de deformación en el dominio de la recristalización dinámica sugerirá la velocidad y el tipo de máquina a utilizar para el conformado en caliente, mientras que el rango de temperaturas en este dominio indicara si el proceso tiene que ser isotérmico o no. Por ejemplo, si una aleación recristaliza dinámicamente a bajas velocidades de deformación en un rango estrecho de temperatura, una prensa hidráulica y un proceso isotérmico tienen que ser elegidos. Por otra parte, materiales que recristalizan dinámicamente a altas velocidades de deformación en un amplio rango de temperaturas pueden ser conformados usando laminación en caliente o estampa por forja en caliente. Así, el comportamiento constitutivo del material o la conformabilidad intrínseca juegan un papel muy importante en el diseño de las operaciones mecánicas del procesado.

III-4 Determinación de zonas de estabilidad metalúrgica en los mapas de disipación de energía

Existen varios principios y criterios capaces de estudiar el fenómeno de estabilidad en una fluencia plástica durante un proceso de conformación en caliente. En este trabajo, se hablará, sólo, del criterio de estabilidad de Liapunov y de los principios extremos en la termodinámica irreversible de la fluencia plástica.

III-4-1 Criterio de estabilidad de Liapunov

El parámetro adimensional η es muy importante para el control de la energía disipada J . Este parámetro se utiliza, también, para formular la función de Liapunov, que es una cantidad del

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

sistema asociada al criterio de estabilidad de Liapunov y se considera como un método general y aceptado en el diseño ingenieril⁶⁶. Esta función es un término arbitrario que relaciona los cambios en la energía total de un sistema dado.

El criterio de Liapunov requiere que el sistema disminuya su energía total continuamente. Además, este criterio conduce a la condición de que, en regiones estables, la derivada parcial de segundo orden de los parámetros de eficiencia η y de entropía s respecto a $\log \dot{\epsilon}$ tiene que ser negativa. Esta condición asegura, definitivamente, que el sistema se está aproximando a las condiciones del estado estable donde la energía es mínima y la eficiencia es máxima. La función de Liapunov se formula de la manera siguiente:

$$V_1 = \eta (\log \dot{\epsilon}) \quad (1.23)$$

El próximo paso es identificar un parámetro dimensional a fin de estudiar la influencia de la temperatura sobre el comportamiento y la conformabilidad del material. Para ello, la energía total disipada se representa en términos de la velocidad de entropía aplicada S_{app} y de la temperatura. Sin embargo, se ha establecido una metodología para determinar la relación entre la velocidad de entropía producida por el sistema S_{sys} y la velocidad de entropía aplicada al sistema S_{app} , usando las siguientes etapas:

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = \dot{S}_{app} T \quad (1.24)$$

y por definición

$$\left. \frac{\partial P}{\partial T} \right|_{\dot{\epsilon}} = \dot{S}_{sys} \quad (1.25)$$

además

$$\frac{\partial P}{\partial T} = -\frac{P}{T^2} \frac{\partial \log P}{\partial (1/T)} = \frac{P}{T} \left[-\frac{1}{T} \frac{\partial (\log P)}{\partial (1/T)} \right] \quad (1.26)$$

dónde

$$\left. \frac{1}{T} \frac{\partial(\log P)}{\partial(1/T)} \right|_{\dot{\epsilon}} = - \frac{1}{T} \frac{\partial(\log \sigma)}{\partial(1/T)} \quad (1.27)$$

define un nuevo coeficiente s de tal manera que

$$s = \left[- \frac{1}{T} \frac{\partial(\log \sigma)}{\partial(1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}} \quad (1.28)$$

El signo menos en la ecuación (1.28) puede ser despreciado y el valor de s puede considerarse como positivo porque la tensión de fluencia disminuye cuando la temperatura aumenta. Por consiguiente, la velocidad de entropía producida por el sistema viene dada por:

$$\dot{S}_{sys} = \frac{P}{T} s \quad (1.29)$$

dónde $\frac{P}{T}$ puede considerarse como la velocidad de entropía aplicada al sistema.

El grado de velocidad de entropía, s , puede ser calculado usando los valores experimentales de σ obtenidos para una deformación y una velocidad de deformación constante a intervalos muy próximos de temperatura.

$$s = \left. \frac{\partial \log \sigma}{T \partial(1/T)} \right|_{\dot{\epsilon}, \dot{\epsilon}} = \frac{\log \sigma_2 - \log \sigma_1}{\left(\frac{T_1 + T_2}{2} \right) \left[\frac{T_1 - T_2}{T_1 T_2} \right]} \quad (1.30)$$

Este valor de s corresponderá con la temperatura:

$$T = \frac{T_1 + T_2}{2} \quad (1.31)$$

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

De la misma manera, s se determina para varias temperaturas y velocidades de deformación a una deformación dada, y estos valores serán, posteriormente, usados para la determinación de

$$\frac{\partial s}{\partial \log \dot{\epsilon}}$$

De acuerdo con la segunda ley de la termodinámica, s debería ser más grande que la unidad para una fluencia estable del material. Esto quiere decir que la pieza conformada debería almacenar entropía al menos tan rápido como la velocidad de producción del calor por

deformación para la fluencia estable. Por lo tanto, $\frac{\partial s}{\partial \log \dot{\epsilon}}$ tiene que ser inferior a 0 para una

fluencia estable si s se considera como una función de Liapunov:

$$V_2 = s(\log \dot{\epsilon}) \tag{1.32}$$

Las dos condiciones $\frac{\partial \eta}{\partial \log \dot{\epsilon}} < 0$ y $\frac{\partial s}{\partial \log \dot{\epsilon}} < 0$ son muy importantes y son utilizadas para delinear las zonas de estabilidad en los mapas de disipación de energía. En la figura 1.38 reportada por Gegel⁵⁷ se ven las zonas estables e inestables.

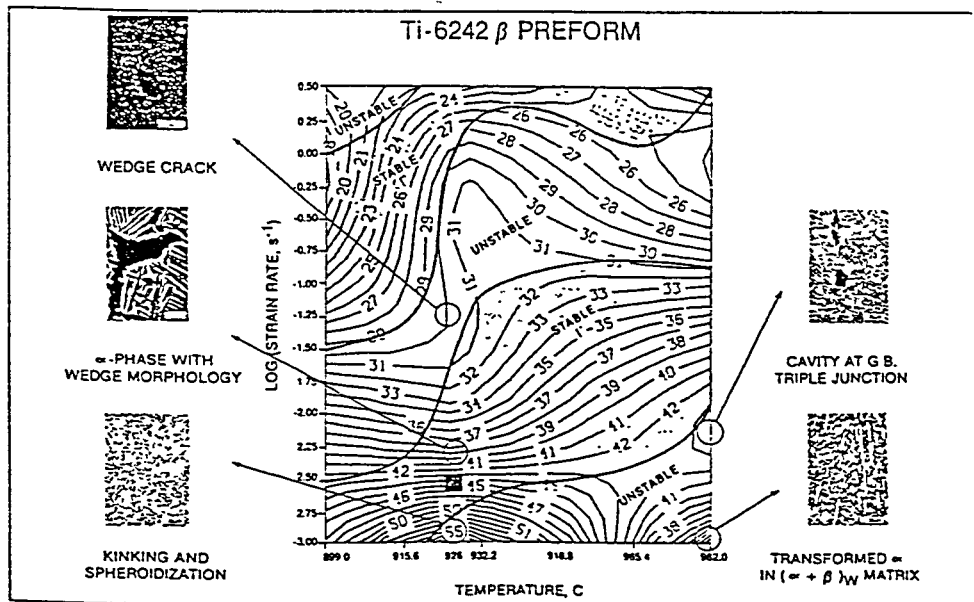


Fig. 1.38. Mapa de procesamiento de la aleación Ti-6242β con las regiones estables identificadas

III-4-2 Termodinámica irreversible de la fluencia plástica en las grandes deformaciones

Algunos principios extremos en la termodinámica irreversible aplicada a la mecánica continua de la fluencia plástica en las grandes deformaciones han sido considerados por Ziegler⁶¹. La producción de entropía puede depender del estado del sistema y de su historia determinada por el incremento de deformación (dx_k). Además, puede expresarse en términos de la temperatura (θ) y del trabajo de disipación elemental ($dW^{(i)}$).

$$dW^{(i)} = X_k^{(i)} \cdot dx_k = \theta \cdot d^{(i)}S \geq 0 \quad (1.33)$$

donde $X_k^{(i)}$ es la fuerza irreversible.

La velocidad del trabajo de disipación está relacionado con la velocidad de producción de entropía de la manera siguiente:

$$\frac{dW^{(i)}}{dt} = P^{(i)} = X_k^{(i)} \cdot \dot{x}_k = \frac{\theta \cdot d^{(i)}S}{dt} \geq 0 \quad (1.34)$$

donde \dot{x}_k es la velocidad de deformación y $P^{(i)}$ es la energía disipada.

En un estado dado del proceso, la velocidad del trabajo de disipación es una función de disipación $D(\dot{x}_k)$ del sistema.

$$P^{(i)} = D(\dot{x}_k) \quad (1.35)$$

La función de disipación representa el comportamiento constitutivo del material y se define por:

$$D(\dot{x}_k) = \theta \frac{d^{(i)}S}{dt} \geq 0 \quad (1.36)$$

La fuerza irreversible $X_k^{(i)}$ está relacionada con $D(\dot{x}_k)$ mediante la expresión:

$$X_k^{(i)} \cdot \dot{x}_k = D(\dot{x}_k) \geq 0 \quad (1.37)$$

Sobre la base de la función de disipación y el principio de la fuerza irreversible mínima Ziegler⁶¹ demostró que la fluencia estable ocurre si el cociente diferencial cumple la desigualdad:

$$\frac{dD}{dR} > \frac{D}{R} \quad (1.38)$$

donde $R = (\dot{x}_k \cdot \dot{x}_k)^{1/2}$. Esto es equivalente a decir que la fuerza irreversible $X_k^{(i)}$ aumentará con la velocidad \dot{x}_k .

Kumar⁶⁷ y Prasad⁵⁵ aplicaron el principio continuo, descrito arriba, para desarrollar el criterio para predecir las inestabilidades metalúrgicas durante la conformación de un material. Puesto que J es responsable de la disipación de energía mediante procesos metalúrgicos, la función de disipación relacionada con la estabilidad metalúrgica está representada por J . Reemplazando D por J en la ecuación (1.38), se puede obtener la condición para la estabilidad metalúrgica a una deformación y temperatura constante:

$$\frac{dJ}{d\dot{\epsilon}} > \frac{J}{\dot{\epsilon}} \quad (1.39)$$

substituyendo $J = (m/m+1) \cdot \sigma \cdot \dot{\epsilon}$ en la ecuación (1.39), se obtiene la condición de estabilidad:

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left[\frac{m}{m+1} \right]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m > 0 \quad (1.40)$$

Por lo tanto, la variación de $\zeta(\dot{\epsilon})$ con la temperatura y la velocidad de deformación constituye el mapa de inestabilidad que puede ser sobrepuesto sobre el mapa de disipación de energía. El mapa de inestabilidad delinea las regiones de inestabilidad donde el parámetro $\zeta(\dot{\epsilon})$ es negativo y serán por tanto zonas a evitar en el proceso de conformación.

I. CARACTERIZACIÓN DINÁMICA Y MAPAS DE PROCESADO DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE

El criterio continuo dado por la ecuación (1.40) predice la inestabilidad de fluencia (bandas de cizalladura adiabática, bandas de Luder, bandas de cizalladura localizada, bandas de fluencia localizada,... etc.) en el régimen de altas velocidades^{68,69} (10 s^{-1}). En la figura 1.39 se ve la zona de inestabilidad en el mapa de procesado de una superaleación NIMONIC AP-1 representado en base de los datos experimentales de deformación en caliente⁶⁸.

Las microestructuras de las probetas deformadas bajo tres combinaciones de temperatura y velocidad de deformación caen dentro del régimen de inestabilidad y se representan en las figuras 1.40a, 1.40b y 1.40c. Estas probetas corresponden a: (a)- $950^\circ\text{C}; 100 \text{ s}^{-1}$, (b)- $1050^\circ\text{C}; 100 \text{ s}^{-1}$, (c)- $1050^\circ\text{C}; 10 \text{ s}^{-1}$ y son representados por círculos sólidos en la figura 1.39. Las microestructuras de las probetas justo después del contorno límite H que corresponden a las condiciones de deformación: (a)- $1000^\circ\text{C}; 0,1 \text{ s}^{-1}$, (b)- $1050^\circ\text{C}; 10 \text{ s}^{-1}$ y (c)- $1150^\circ\text{C}; 10 \text{ s}^{-1}$ (círculos abiertos en la figura 1.39) muestran una deformación homogénea validando las predicciones del criterio de inestabilidad.

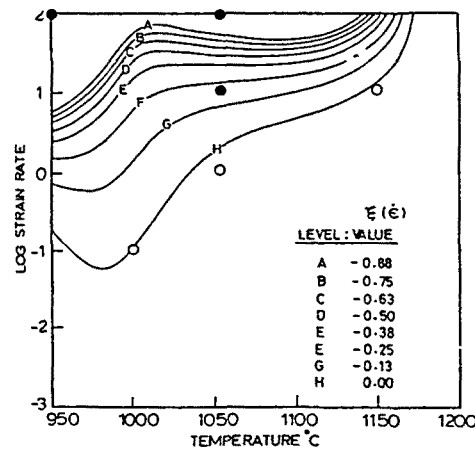


Fig. 1.39. Mapa de inestabilidad a deformación 0.2 representando la variación del parámetro $\zeta(\dot{\epsilon})$.

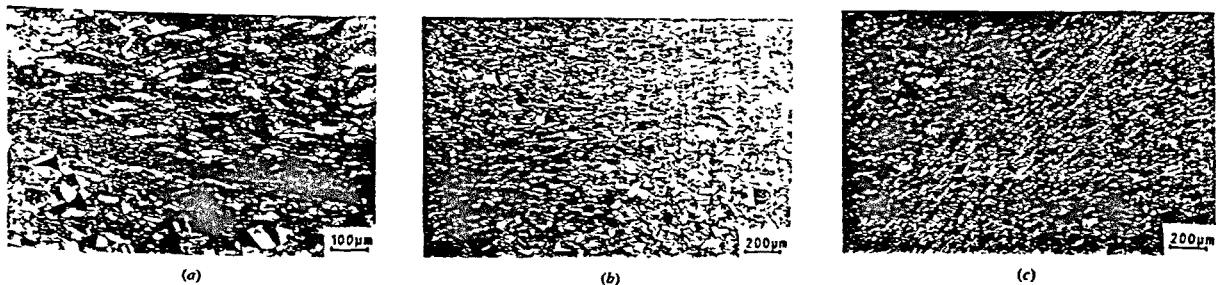


Fig. 1.40. Microestructura de las probetas deformadas en la región de inestabilidad (círculos sólidos en la Fig. 1.39). Se aprecia en estas microestructuras la existencia de bandas de cizalladura adiabática.

II. MATERIAL ESTUDIADO

I. INTRODUCCIÓN

En los últimos años se ha realizado un notable esfuerzo para mejorar las propiedades mecánicas, especialmente el límite elástico y la resiliencia, de los aceros conformados en caliente (laminación, forja, etc.) habiéndose producido modificaciones profundas en los procesos clásicos que han dado paso al desarrollo e implantación de la laminación controlada ⁷⁵⁻⁷⁷ y a los tratamientos termomecánicos en forja ⁷⁸⁻⁸⁰.

Sin embargo, el desafío tecnológico en el sector de la forja se ha caracterizado por su multiplicidad, ya que tiene que competir con procesos de fabricación alternativos tales como fundición, piezas en aleaciones de aluminio, fibras de vidrio y fibras de carbono, para atender a las demandas de un mercado que exige piezas de mejores características mecánicas a menores precios.

Está generalmente reconocido que las propiedades mecánicas tales como la tenacidad, la ductilidad y la vida a la fatiga de las piezas fundidas son inferiores a las de las piezas forjadas. Por consiguiente, el proceso de forja debe mantenerse como proceso de fabricación de “elección prioritaria” para aplicaciones donde prima una buena relación resistencia / peso combinada con una buena ductilidad y tenacidad.

Las piezas forjadas templadas y revenidas se emplean en aplicaciones industriales sometidas a severas tensiones, y no pueden ser sobrepasadas en fiabilidad, resistencia a fatiga o prestaciones ante una sobrecarga imprevista como pueden ser las piezas de responsabilidad del automóvil (cigüeñales, manivelas, palancas, bielas, etc.). Sin embargo, existen otras aplicaciones en las que los diseñadores han encontrado suficiente el emplear piezas fundidas. Naturalmente, en tales aplicaciones no se necesita tenacidad o ductilidad. Entre estos extremos hay campo para la utilización de los aceros microaleados que, gracias a los mecanismos metalúrgicos que intervienen en este tipo de aceros y que veremos más adelante, permiten obtener características mecánicas muy elevadas - y esto con composiciones químicas muy sencillas - en el estado bruto de forja sin que sea necesario un tratamiento térmico suplementario o posterior ⁸¹⁻⁸⁷. En la figura 2.1 se comparan las etapas de fabricación de tochos para ejes de cigüeñales, utilizando los aceros de bonificación usuales y los aceros microaleados con enfriamiento controlado a partir de la temperatura de forja. Además de evitar la bonificación, a causa de la inexistencia de deformaciones por temple, se evita el posterior enderezamiento y los recocidos de alivio de tensiones, con lo cual se eliminan gran parte de los costes.

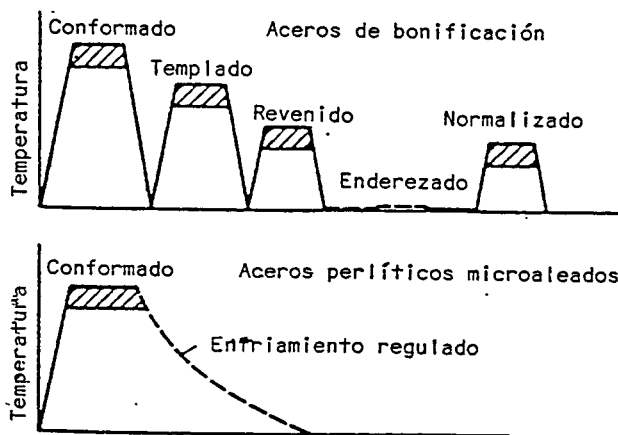


Fig. 2.1. Representación esquemática de las etapas de tratamiento en la fabricación de tochos para ejes de cigüeñal con distintos aceros.

La evolución de los aceros microaleados constituye uno de los más importantes desarrollos metalúrgicos de las últimas décadas y son fundamentalmente aceros del tipo C-Mn, que se caracterizan por tener concentraciones inferiores a 0,15% de Nb, Ti, V o Al, adicionados de forma individual o combinada. Asimismo, se laminan o forjan en caliente a temperaturas de deformación controladas. De esta manera, tanto la

composición química del acero, como las condiciones de operación del tratamiento termomecánico y la acción de los diferentes microaleantes determinan las propiedades mecánicas⁸⁸⁻⁹¹ y la microestructura de dichos aceros.

II- PERSPECTIVA HISTÓRICA DE LOS ACEROS MICROALEADOS.

II-1- Evolución histórica.

A lo largo de los años, el diseño de los aceros microaleados sufrió un gran cambio. A finales de los años 30 comenzó la utilización de aceros al carbono con un contenido de 0,3%C, sin dar mucha importancia al límite elástico, resiliencia y soldabilidad. Sin embargo, aumentando el porcentaje de manganeso a 1,5%, el límite elástico subió de 250 MPa a 350 MPa en placas de 30 mm de espesor. La utilización de estos aceros fue un éxito ya que entonces no se requerían procesos de soldadura. A finales de los años 40, la utilización de la soldadura y la aparición de los problemas debidos a la fractura frágil motivaron una disminución del contenido en carbono para hacer posible el incremento del grado Mn:C⁹², lo cual fue ventajoso puesto que hizo posible prevenir la transformación bainítica gracias al fino tamaño de grano producido o bien por normalizado o por laminación controlada en caliente.

A principios de los años 50, la demostración del efecto beneficioso del afino de grano ferrítico sobre la tenacidad y la temperatura de transición frágil-dúctil (FATT)^{93,94} y el desarrollo de las relaciones entre la microestructura y las propiedades mecánicas aceleraron la introducción de los aceros normalizados de grano fino, que tenían 75 a 125 MPa de más de límite elástico junto con temperaturas de transición subcero.

Los primeros desarrollos de aceros microaleados de alto límite elástico (HSLA) al niobio y vanadio aparecen en el área de Sheffield (Reino Unido) durante los años 60. Sin embargo, es a partir de la primera conferencia internacional "Microalloying 75" celebrada en Estados Unidos de América, durante el año 1975, cuando se inicia su fuerte expansión. Los aceros de medio carbono (C = 0.25 a 0.60 %), comenzaron a investigarse después de 1972 y fueron utilizados con vistas a eliminar el coste del tratamiento térmico

en piezas de automoción tales como cigüeñales, bielas, manivelas, etc...⁸¹⁻⁸⁷ Estos aceros tenían similares características de resistencia a la tracción que los aceros al carbono o de baja aleación templados y revenidos utilizados hasta la fecha. Los primeros ensayos experimentales se llevaron a cabo sobre aceros con una composición aproximadamente de 0.47 % C, 0.75 % Mn, 0.060 % S y con adiciones de niobio y/o vanadio, aprovechando la experiencia adquirida en los aceros microaleados de alto límite elástico (HSLA), pero de bajo carbono.

II-2- Familias de aceros microaleados de medio carbono desarrolladas, en las dos últimas décadas, para la fabricación de componentes mecánicos.

Mediante la composición química se influye sobre los porcentajes de componentes de la estructura, su formación y distribución. Habitualmente existen dos tendencias cuando se eligen las composiciones para producir aceros microaleados para componentes mecánicos.

La primera de ellas, comprende la adición de vanadio a los aceros al carbono que no contienen más del 1 % de manganeso. Este es el caso del 49MnVS3, un acero de origen alemán desarrollado por Thyssen⁹⁶. Modificando el contenido de carbono, silicio y manganeso se llegó a desarrollar toda una familia de aceros perlíticos microaleados, llamados de primera generación, cuyas composiciones químicas aparecen en la tabla 2.1. En la figura 2.2 se representan esquemáticamente los aceros conseguidos y sus propiedades mecánicas.

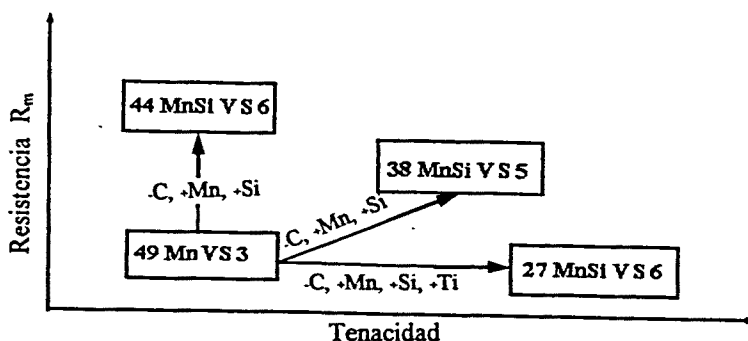


Fig. 2.2. Evolución de las propiedades mecánicas de los aceros microaleados de medio carbono.

II. MATERIAL ESTUDIADO

ACERO	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%V
49MnVS3	0.44/0.54	<0.50	0.7/1.00	<0.035	0.040/0.070	0.08/0.13
38MnVS3	0.35/0.40	<0.50	0.70/1.00	<0.035	0.040/0.070	0.08/0.13
38MnSiVS5	0.35/0.40	0.50/0.80	1.20/1.50	<0.035	0.040/0.070	0.08/0.13
27MnSiVS6	0.25/0.30	0.50/0.80	1.30/1.60	<0.035	0.030/0.050	0.08/0.13
44MnSiVS6	0.42/0.47	0.50/0.80	1.30/1.60	<0.035	0.020/0.035	0.10/0.15

Tabla 2.1. Composición química de los aceros microaleados de medio carbono fabricados por Thyssen.

En estos aceros el contenido de carbono es medio - alto y contribuye a aumentar la resistencia en combinación con el endurecimiento por precipitación. Se forma una microestructura de ferrita - perlita utilizando la serie de velocidades de enfriamiento que se adoptan normalmente después de la forja y la laminación en caliente. El contenido de carbono hizo que dichos aceros pudieran ser utilizados para componentes endurecidos superficialmente por inducción (cigüeñales). Con un contenido de carbono más bajo se consigue aumentar el porcentaje de ferrita y reducir el de perlita. Esto reduce la resistencia y mejora la tenacidad tal y como puede verse en el acero 38MnVS3. Pero, para muchos casos la resistencia de 750 N/mm^2 no es suficiente.

En el acero 44MnSiVS6 se elevó el contenido de manganeso, aproximadamente en un 1.45 %, y el contenido de silicio, alrededor de un 0.65 %. Ambas medidas aumentaron la resistencia de la ferrita. Además, el manganeso aumenta el contenido de perlita y hace más fina la estructura de la misma al reducir la temperatura de transformación⁹⁷. En conjunto, se consigue una resistencia del orden de 1000 N/mm^2 con una tenacidad relativamente inferior. Con estos aceros ya se consiguió el objeto del desarrollo; mejorar la tenacidad partiendo del nivel de resistencia de 800 a 1000 N/mm^2 . Esto tan sólo se pudo alcanzar mediante la transformación adicional de los tres elementos, es decir, mediante un contenido de carbono inferior de 0.25 a 0.40 %, un más alto porcentaje de manganeso del orden de 1.30 a 1.50 % y un contenido también superior de silicio, del orden de 0.50 a 0.70 %. A los efectos del cambio de estos elementos, hay que decir que, con un más alto porcentaje de silicio, se consigue un mayor porcentaje de ferrita pre-

II. MATERIAL ESTUDIADO

eutectoide⁹⁷. Este desarrollo condujo a aceros 27MnSiVS6 y 38MnSiVS5 que presentan un grado de tenacidad especialmente favorable, con una resistencia de 800 a 1000 N/mm² (ver fig. 2.2.).

La segunda tendencia comprende la limitación del contenido de carbono y la consecución de la resistencia necesaria mediante el empleo de altos porcentajes de manganeso. Este es el sistema que ha sido utilizado, por ejemplo, por S.A.F.E. (Société des Aciers Fins de l'Est) designados como METASAFE y también por British steel designados como VANARD. En la tabla 2.2. se recoge las composiciones químicas y las propiedades mecánicas de esta segunda generación de aceros. La ventaja de estos aceros es que, para idénticas propiedades a la tracción, contienen menos perlita y tienen un grano más fino, lo que puede resultar beneficioso para sus propiedades de impacto. No obstante, el mayor contenido de manganeso y el alto grado de endurecimiento resultante conducen a la formación de una estructura mezclada de ferrita-perlita-bainita, después del enfriamiento, con la utilización incompleta del efecto endurecedor de los elementos microaleantes⁸⁶, mientras que el bajo contenido de carbono puede evitar el empleo de un endurecimiento superficial por inducción al fabricar los componentes mecánicos.

Aceros	% C	% Si	% Mn	% P	% S	Nb y/o V	R _m (MPa)
Metasafe D800	0.15/0.25	0.10/0.40	1.3/2.0	≤0.30	≤0.15	0.10/0.20	750/ 00
Metasafe D 00	0.25/0.30	0.10/0.40	1.3/2.0	≤0.30	≤0.15	0.10/0.20	850/1000
Metasafe D1000	0.35/0.50	0.10/0.40	1.3/2.0	≤0.30	≤0.15	0.10/0.20	50/1100
Vanard 850							770/930
Vanard 925	0.30/0.50	0.15/0.35	1.0/1.5	0.35 (max)	0.05 (max)	0.05/0.20 V	850/1000
Vanard 1000							930/1080
Vanard 1100							1000/1160

Tabla 2.2. Composición química y propiedades mecánicas de los aceros microaleados llamados de segunda generación.

Finalmente, debe destacarse la aparición de la denominada tercera generación de aceros microaleados para forja que están actualmente bajo investigación.^{82,98,99} Consiste en proceder a enfriamiento rápido o un temple directo²⁴ de la pieza sin necesidad de acudir a tratamientos térmicos posteriores. Para ello se aumentan los contenidos de manganeso y

básicamente de molibdeno⁹⁷. Las relativas altas temperaturas (200°C) de fin de transformación martensítica combinadas con la masividad de la pieza son capaces de producir un efecto de auto-revenido dando lugar a estructuras con excelente tenacidad y dureza.

III- FUNDAMENTOS METALÚRGICOS DE LOS ACEROS MICROALEADOS

Numerosos trabajos teóricos y experimentales, efectuados en Metalurgia Física, han permitido llegar a un mejor conocimiento de las relaciones existentes entre las propiedades mecánicas y la microestructura⁸⁸⁻⁹⁰. Actualmente, uno de los temas más interesantes en la investigación siderúrgica es la mejora de la calidad del producto conformado que depende, en gran medida, de las condiciones en que se efectúa la conformación en caliente. El término calidad tiene básicamente un doble significado: calidad en cuanto a constancia de dimensiones y calidad referida a sus propiedades mecánicas. Para conseguir esta última es necesario conocer la evolución microestructural del acero en función de todas las variables que intervienen en el proceso, a saber: composición química, magnitud de las deformaciones, temperaturas, operaciones de enfriamiento, etc.

III-1- Relaciones entre la microestructura y las propiedades mecánicas

III-1-1- Mecanismos generales de endurecimiento

Se sabe que los metales en estado sólido se caracterizan por tener una estructura cristalina. En ésta, los átomos constituyentes están ordenados en un patrón que se repite periódicamente en tres dimensiones hasta formar un cristal perfecto. Todos los cristales reales tienen imperfecciones que perturban localmente el orden cristalino. Nos referimos a defectos puntuales si conciernen a un lugar atómico: vacantes e impurezas (átomos sustitucionales o intersticiales); lineales si afectan a una línea de átomos: dislocaciones; bidimensionales o tridimensionales si son de superficie o de volumen: grietas, porosidades, precipitados e inclusiones no metálicas.

Fundamentalmente, la deformación plástica de los metales se produce por el desplazamiento relativo de planos cristalográficos compactos. De esta forma, el límite elástico de un metal como el hierro puro podría estar próximo a los 10.000 MPa, valor muy superior al observado en la práctica.

Si en un monocristal perfecto «introducimos» dislocaciones, el valor del límite elástico puede disminuir hasta alcanzar 50 ó 100 MPa. Esto se debe a que los esfuerzos requeridos para desplazarlas son suficientes para causar el deslizamiento completo de planos cristalográficos. La facilidad con que se produce el deslizamiento depende en gran medida de la densidad de los obstáculos susceptibles de impedir o de ralentizar el desplazamiento de las dislocaciones, así como la posibilidad de formación de otras nuevas bajo el efecto de una tensión aplicada, lo que da lugar a un endurecimiento del metal. Se entiende aquí por obstáculos, tanto los del tipo de red cristalina de la fase matriz, como los límites de grano, los átomos en sustitución o en intersticial, los defectos cristalinos y los precipitados de otra fases. Dependiendo del tipo de obstáculo, se pueden alcanzar valores del límite elástico que varían entre 50 y 2000 MPa.

En el dominio de los aceros, se ha intentado en numerosas ocasiones establecer una relación estadística - sobre bases empíricas - entre los factores de composición química y microestructurales con el límite elástico medido en el curso de ensayos de tracción.

La relación fundamental entre las características intrínsecas de un hierro policristalino o un acero ferrítico y el límite elástico inferior, es del tipo:

$$\sigma_e = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (2.1)$$

Esta ecuación, conocida como ley de HALL¹⁰⁰ - PETCH¹⁰¹, relaciona el límite elástico (σ_e) y el tamaño medio del grano ferrítico, a través de su diámetro (d), y expresa que la tensión necesaria para provocar flujo plástico es inversamente proporcional a la raíz cuadrada del diámetro medio del grano. La constante σ_0 representa la tensión necesaria para poner en movimiento las dislocaciones libres de toda interacción a gran distancia y se determina por

II. MATERIAL ESTUDIADO

una extrapolación a un monocristal de diámetro infinito, que se encuentra en el mismo estado físico-químico que la aleación considerada. En cuanto al parámetro K , aunque su significado físico sea aún algo impreciso y está todavía bajo investigación^{18,102-104}, representa la caracterización del endurecimiento en relación con la densidad de dislocaciones en bordes de grano. En esencia, la ecuación de Hall - Petch expresa la dificultad creada al movimiento de dislocaciones por los límites de grano.

La constante σ_0 depende de las características físicas de la fase considerada. Por tratarse aquí de la ferrita, las características más influyentes son:

a) **Elementos en solución sólida:** de inserción como el nitrógeno y el carbono o de sustitución como el cromo, manganeso, silicio y fósforo, etc. La figura 2.3⁹⁵ muestra que con excepción del cromo, que tiene un efecto ligeramente negativo, todos los elementos aumentan el límite elástico de la ferrita, siendo de lejos el carbono y el nitrógeno intersticiales los más activos; luego vienen los elementos en solución de sustitución donde el fósforo es el más activo. Algunos elementos en solución tienen, además, un efecto sensible sobre la resiliencia como es el caso del níquel y del manganeso que disminuyen la temperatura de transición.

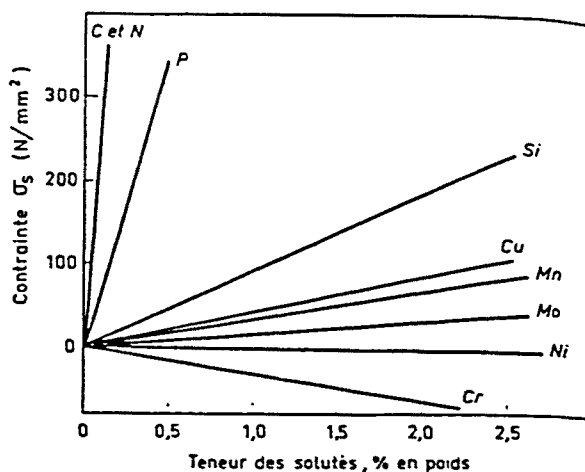


Fig. 2.3. Ejemplos del efecto endurecedor de átomos de soluto en aceros ferríticos.

b) **Partículas de una segunda fase finamente dispersas:** son obstáculos difícilmente superables o insuperables por las dislocaciones; su presencia se traduce en un endurecimiento

muy importante y un aumento del límite elástico y de la resistencia de la ferrita. Para entender la naturaleza de este mecanismo de endurecimiento, se debe examinar la interacción de las dislocaciones con las partículas de segunda fase. Desde el punto de vista de la deformación plástica las partículas coherentes llamadas precipitados dan lugar al llamado endurecimiento por precipitación, mientras que el producido por las partículas incoherentes se denomina endurecimiento por dispersión. Como se verá a continuación la diferencia de nombres se corresponde con el hecho de que en cada caso los mecanismos de endurecimiento son también diferentes. Los precipitados coherentes actúan como partículas penetrables por las dislocaciones; es decir, éstas pueden atravesarlas en su movimiento, pero requieren esfuerzos mucho mayores que para su avance por la matriz (figura 2.4). Las partículas incoherentes actúan como barreras impenetrables por las dislocaciones, pero éstas pueden sobrepasarlas mediante el mecanismo esquematizado en la figura 2.5. Como muestra la figura, una dislocación que se aproxima a dos partículas de este tipo es, en principio, detenida por ellas, pero al aumentar el esfuerzo la zona central de la dislocación se curva y arquea entre las dos partículas liberándose finalmente de ellas y dejando a cada partícula rodeada por un anillo de dislocación. Cada anillo ejerce una retrotensión y, por tanto, añade una dificultad complementaria para otras dislocaciones que, moviéndose en el mismo plano de deslizamiento, intenten superar las partículas.

El endurecimiento por precipitación es más efectivo que el endurecimiento por dispersión ya que las partículas coherentes pueden formarse con pocos átomos y ser más numerosos para una misma cantidad de partículas. Para las partículas incoherentes, por ejemplo carburos en el acero, el endurecimiento crece cuando las partículas se aproximan y, por tanto, aumenta cuando la fracción volumétrica crece y disminuye el tamaño del precipitado. El endurecimiento se expresa mediante la ecuación siguiente:

$$\sigma = k \frac{\sqrt{g}}{R} \quad (2.2)$$

donde R es el radio de los precipitados en Å, g es la fracción volumétrica del precipitado, y k una constante del orden de 50.000.

II. MATERIAL ESTUDIADO

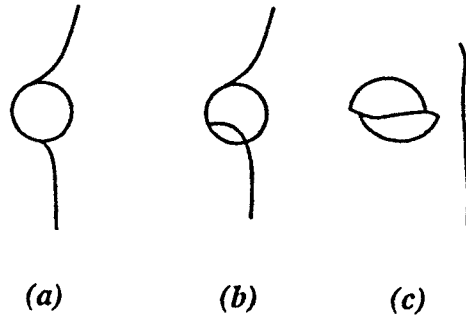


Fig. 2.4. Corte de una partícula por el movimiento de deslizamiento de una dislocación.

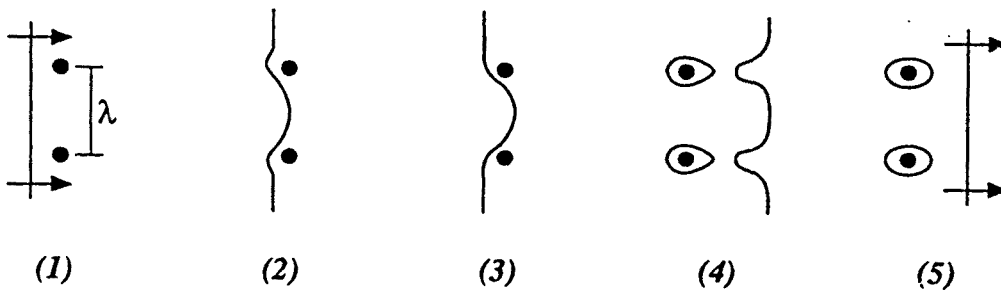


Fig. 2.5. Interacción de una línea de dislocación con una fila de partículas de precipitado.

Para las partículas coherentes, como pueden ser los precipitados más pequeños el endurecimiento crece rápidamente con el tamaño de precipitado. Esto conduce a un límite elástico que pasa por un máximo para los tamaños de precipitados del orden de 50 a 100 Å en aleaciones base níquel tal como puede observarse en la figura 2.6.

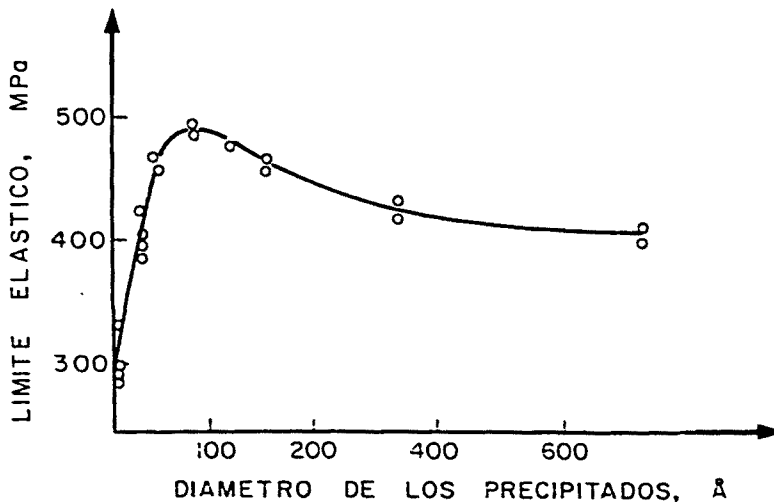


Fig. 2.6. Límite elástico en función del tamaño de precipitado. Aleación base níquel.

c) **Densidad de dislocaciones:** las dislocaciones interaccionan fuertemente unas con otras (se atraen, se rechazan o se anulan) oponiéndose a su propio desplazamiento, dependiendo de la densidad de dislocaciones que aumenta a medida que la magnitud de la deformación es mayor. Cuando las deformaciones son pequeñas, el movimiento de las dislocaciones tiende a confinarse sobre un conjunto de planos de deslizamiento paralelos. Posteriormente, el deslizamiento se produce sobre otros planos y direcciones cristalográficas, haciendo que las dislocaciones interaccionen entre sí. El mecanismo de multiplicación de dislocaciones conduce a un endurecimiento por deformación.

d) **Tamaño de grano:** juega un papel extremadamente importante y favorable a la vez sobre el límite elástico y sobre la resiliencia. Relaciones cuantitativas han sido establecidas entre el tamaño de grano ferrítico y el límite elástico de una parte y la temperatura de transición de otra. La primera relación es la relación de Hall-Petch dada por la ecuación (2.1), y la segunda relación es conocida como relación de Cottrell-Petch y es dada por la ecuación siguiente:

$$\beta T_c = \ln \beta - \ln C - \ln d^{-1/2} \quad (2.3)$$

donde T_c es la temperatura de transición, β y C son dos constantes y d es el tamaño de grano.

Estas relaciones se ilustran en la figura 2.7, que muestra la importancia de conseguir un tamaño de grano lo más fino posible para obtener a la vez un límite elástico elevado y una baja temperatura de transición.

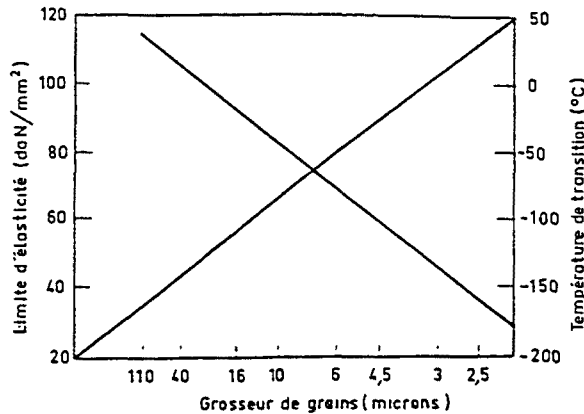


Fig. 2.7. Variación del límite elástico y de la temperatura de transición en función del tamaño de grano en un acero a 0.1 %C, 0.5 %Si, 0.006 %N.

III-1-2 Efectos de la estructura sobre las propiedades mecánicas.

Con objeto de intentar controlar o mejorar las propiedades mecánicas de los aceros se estudiaron y valoraron que factores debían tomarse en consideración y en qué sentido era necesario modificarlos o hacerlos actuar para alcanzar los objetivos propuestos. Fruto de estas investigaciones fue la ya mencionada relación de Hall-Petch, expresada en la ecuación (2.1). Previamente Gensamer¹⁰⁵ había demostrado la influencia que el espaciado interlaminar de la perlita ejercía sobre las características mecánicas de resistencia. Posteriormente, teniendo en cuenta los efectos del endurecimiento por solución sólida, Gladman et al.^{88,95} modificaron la relación de Hall-Petch según se expresa en la ecuación siguiente:

$$\sigma_y = a + k_1(\%Mn) + k_2(\%Si) + k_3(\%N)^{1/2} + k_y d^{1/2} \quad (2.4)$$

donde a es el llamado esfuerzo de Peierls, k_1 , k_2 , etc., son constantes que dependen del material y d es el tamaño de grano ferrítico.

Esta ecuación es válida para aceros al carbono con contenidos inferiores a 0,25 % C. Es interesante resaltar que en la ecuación (2.4) no existe ningún término que cuantifique el contenido de carbono o de perlita.

Se han desarrollado ecuaciones similares a la anterior para calcular la resistencia a la tracción y la temperatura de transición al impacto. Se ha comprobado que el contenido de perlita tiene efectos significativos sobre ambas propiedades, ya que al aumentar el porcentaje de aquélla aumentan las magnitudes de éstas. De todos los mecanismos de endurecimiento analizados, se encontró que el afino del grano ferrítico es el que mejora dichas propiedades. Esto conduce a un amplio desarrollo de aceros de alta resistencia y buena tenacidad obtenidos por tratamientos de normalizado o termomecánicos^{106,107,109}.

A principios del decenio de los 70, se llevaron a cabo investigaciones similares en aceros en contenidos de carbono más elevados (0,4 y 0,8 %) en un intento para conseguir aceros tenaces para raíles¹⁰⁸. Tales desarrollos debían considerar la posibilidad de obtener una

II. MATERIAL ESTUDIADO

estructura perlítica completa, el espaciado interlaminar, el espesor de las laminillas de cementita y el tamaño de la colonia de perlita, así como los efectos por solución sólida y las propiedades de la ferrita. La siguiente ecuación evalúa el efecto de la mezcla de ferrita y perlita sobre el límite elástico¹⁰⁹:

$$\sigma_y = \sigma_f f^n + \sigma_p (1 - f_n) \quad (2.5)$$

donde σ_f es el límite de elasticidad de la ferrita, tal y como se describe en la ecuación (2.4); σ_p , el límite de elasticidad de la perlita; f , la fracción volumétrica de la ferrita, y n , un índice que cuantifica el efecto de tipo no lineal de la perlita sobre el límite elástico. El límite elástico de la perlita obedece a una ecuación de la siguiente forma:

$$\sigma_p = b + k_2(\%Si) + k_3(\%N)^{1/2} + k_4 S^{1/2} \quad (2.6)$$

donde S es el espaciado interlaminar.

Además, no existe evidencia experimental de que el manganeso ejerza efecto significativo alguno sobre el endurecimiento por solución sólida de la perlita. Al contrario de este comportamiento, tanto el silicio como el nitrógeno libre contribuyen a incrementar el endurecimiento por solución sólida tanto en la ferrita como en la perlita.

Las expresiones específicas encontradas para determinar el límite elástico, σ_y , en MPa, y la temperatura de transición de impacto, I , para aceros con contenidos medio y alto de carbono, son las siguientes¹¹⁰:

$$\sigma_y = f^{1/3} (35 + 58,5[\%Mn] + 17,4 d^{-1/2}) + (1 - f^{1/3}) (178 + 3,85 S^{-1/2}) + 63,1[\%Si] + [\%N]^{1/2} \quad (2.7)$$

$$I (^\circ C) = f(-46 - 11,5 d^{-1/2}) (1 - f) (-335 + 5,6 S^{-1/2} - 13,3 p^{1/2} + 3,48 \times 10^6 t) + 48,7[\%Si] + 762[\%N]^{1/2}. \quad (2.8)$$

donde p es el tamaño de la colonia de perlita, y t , el espesor de la laminilla de carburo. La figura 2.8^{88,110} ilustra la contribución cualitativa de cada uno de los términos que conforman la ecuación (2.7).

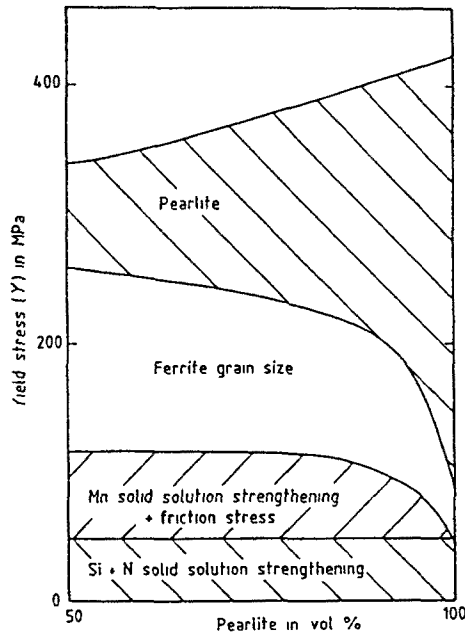


Fig. 2.8. Componentes del límite elástico.

Las ecuaciones (2.7) y (2.8) se pueden utilizar para predecir razonablemente el límite elástico y la temperatura de transición de impacto, respectivamente, en aceros con contenidos medio y alto de carbono. La ecuación (2.7) además permite deducir que la reducción del espaciado interlaminar, que también produce una disminución del espesor de las laminillas de carburo de hierro, da lugar a un espaciado interlaminar óptimo para la tenacidad¹⁰⁸. La tenacidad óptima se logra cuando se obtiene un espaciado interlaminar muy fino y laminillas de carburo muy delgadas.

A modo de resumen, en la figura 2.9^{89,111} se indica como afectan los diferentes mecanismos de endurecimiento en un acero ferrítico - perlítico a la temperatura de transición y al límite elástico.

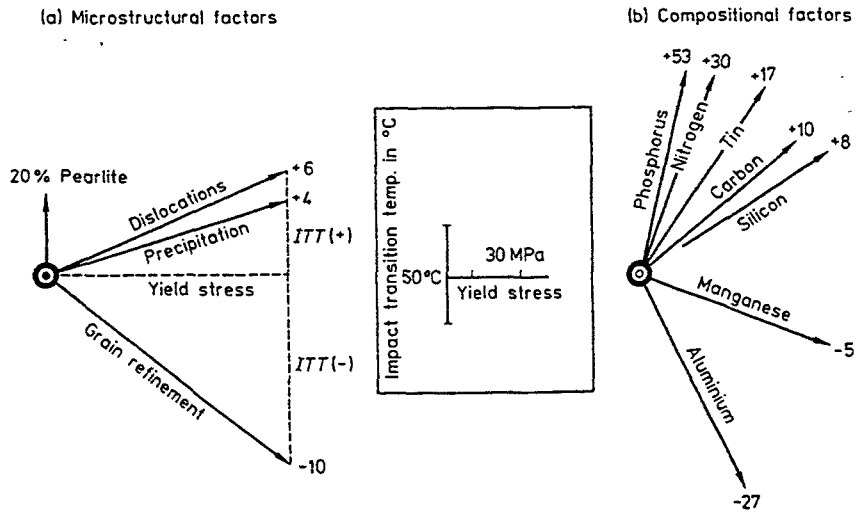


Fig. 2.9. Mecanismos de endurecimiento en aceros HSLA y sus efectos sobre la temperatura de transición y el límite elástico.

III-2- Metalurgia física de los aceros microaleados.

Se acepta generalmente que el endurecimiento de los aceros ferríticos se consigue cuando tienen lugar uno o más de los siguientes mecanismos:

- El afino de grano.
- El endurecimiento por solución sólida.
- El endurecimiento por precipitación de carburos , nitruros y/o carbonitruros.
- El endurecimiento resultante de las transformaciones de fase que tiene lugar durante el enfriamiento.

El aumento de resistencia en los aceros microaleados con un contenido medio de carbono se debe fundamentalmente a la precipitación de los nitruros, carburos o carbonitruros de los elementos microaleantes usuales (V, Ti, Al, Nb) y al afino de grano. Generalmente, cuando el acero se forja en caliente, la recristalización y el crecimiento de grano se producen muy rápidamente y es difícil evitar que dicho grano se vuelva más basto. Esto es particularmente importante en el caso de los aceros microaleados para forja, dado que no existe ningún sistema eficaz para controlar el tamaño de grano una vez terminada la conformación.

En la figura 2.10⁸⁵, se muestran los cambios estructurales típicos que tienen lugar durante la conformación en caliente y el mecanismo mediante el cual las microaleaciones influyen sobre dicha estructura.

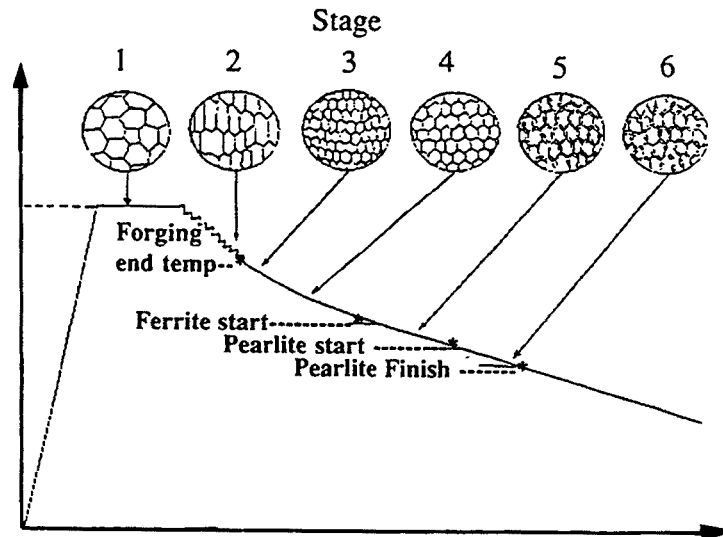


Fig. 2.10. Representación esquemática de los cambios en la microestructura del acero microaleado durante el proceso de forja.

Etapa 1 - A la temperatura de forja, la microestructura consiste en austenita basta homogénea, la cual tiene en disolución casi todo el elemento microaleante.

Etapa 2 - Durante la forja varía la forma de los granos de austenita, debido a la deformación plástica.

Etapa 3 - El inicio de la recristalización hace que se formen nuevos granos en lugar de los granos originales deformados plásticamente.

Etapa 4 - Los granos de austenita recristalizados van creciendo gradualmente.

Etapa 5 - Se inicia la nucleación ferrítica en los límites del grado austenítico. En la ferrita se encuentran los elementos microaleantes en forma de precipitados de nitruros, carburos y carbonitruros finos.

Etapa 6 - La austenita restante se transforma en perlita. Las laminas de ferrita en esta perlita contienen precipitados finos de los elementos de microaleación.

El grado de endurecimiento conseguido, viene principalmente determinado por el tamaño y distribución de los precipitados en la ferrita, que se forman durante el enfriamiento de dicha fase. Sin embargo, también es preciso asegurarse que se obtiene una completa y homogénea

solución de los microaleantes en la austenita, mientras se calienta hasta la temperatura de forja

III-2-1 Efecto de los elementos microaleantes.

III-2-1-1 Productos de solubilidad.

En general el límite de solubilidad en el acero líquido, austenita o ferrita del elemento microalente M y del elemento intersticial I (carbono o nitrógeno) se expresa mediante la ecuación siguiente

$$\log[(M) (I)] = -\frac{A}{T} + B \quad (2.9)$$

donde (M) es el % en peso del microaleante en solución, (I) es el % en peso de carbono o de nitrógeno en solución, y A y B coeficientes que dependen del microaleante

La figura 2.11 permite comparar someramente la evolución con la temperatura de los productos de solubilidad, $K_S = (M) (I)$, en la austenita de algunos carburos y nitruros. Se trata de una apreciación semi-cuantitativa porque los productos de solubilidad pueden ser sensiblemente diferentes según las fuentes bibliográficas, en parte a causa de las dificultades de experimentación y sobre todo a causa de las interacciones termodinámicas entre los diferentes elementos, variables según los aceros considerados, y que no son tomadas en cuenta por los productos de solubilidad. Algunas ecuaciones típicas de solubilidad para carburos y nitruros aparecen en la tabla 2.3¹¹¹

Carburos/Nitruros	Ecuación
TiN	$\log[\text{Ti}][\text{N}] = -8000/T + 0.32$
TiC	$\log[\text{Ti}][\text{C}] = -10475/T + 5.33$
NbN	$\log[\text{Nb}][\text{N}] = -10230/T + 4.04$
NbC	$\log[\text{Nb}][\text{C}] = -6770/T + 2.26$
VN	$\log[\text{V}][\text{N}] = -7840/T + 3.02$
VC	$\log[\text{V}][\text{C}] = -9500/T + 6.72$
AlN	$\log[\text{Al}][\text{N}] = -6770/T + 1.03$

Tabla 2.3. Ecuaciones típicas de solubilidad para algunos carburos y nitruros de elementos de microaleación

II. MATERIAL ESTUDIADO

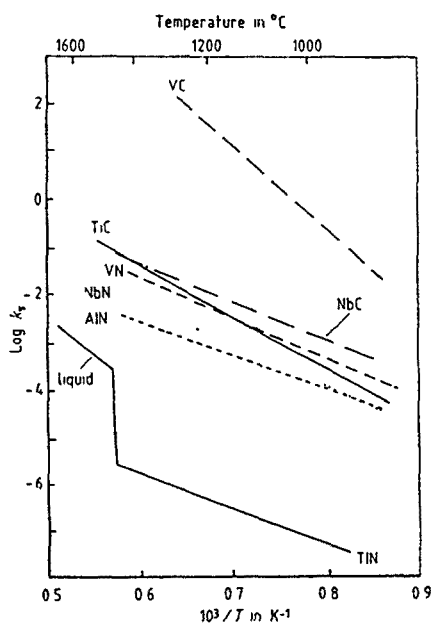


Fig. 2.11. Productos de solubilidad de algunos nitruros y carburos en austenita.

Se constata, a partir de la figura 2.11, que por regla general, la solubilidad en la austenita de los nitruros de un elemento microaleante dado es inferior a la de sus carburos. La solubilidad de sus carbonitruros será, por supuesto, intermedia entre la de sus nitruros y la de sus carburos. En contenidos habituales de carbono, nitrógeno y elementos microaleantes de los aceros considerados, sólo los carburos de vanadio están en solución en la austenita a temperaturas relativamente bajas (900 - 1000 °C).

En la ferrita, los productos de solubilidad son menores, hasta un orden de magnitud, con respecto a los que corresponden a la austenita. Esto implica que, al formarse, la ferrita estará sobresaturada y dará lugar a la precipitación.

III-2-1-2 Fenómeno de la precipitación y tipos de precipitados.

III-2-1-2-1 Consideraciones termodinámicas.

Según el tratamiento térmico sufrido por el acero, su estructura inicial puede ser diferente e ir, por ejemplo, de una estructura martensítica, parcialmente sin precipitados de carburos hasta

estructuras de ferrita y carburos coalescentes pasando las estructuras bainíticas o ferrítico-perlíticas más o menos finas y mezcladas.

Como los fenómenos que se producen durante el calentamiento o el mantenimiento a temperaturas de austenización involucran disoluciones de precipitados de carburos y difusiones de diversos elementos, se piensa que son fuertemente afectados por la naturaleza, la forma y las dimensiones de partículas de carburos presentes en el estado inicial. Sin embargo, además de la cementita y de los carburos, otros precipitados son capaces de formarse en función de los elementos añadidos al acero. Estos precipitados de nitruros y carbonitruros están en general muy finamente dispersados, y juegan un papel muy importante en la mejora de las propiedades del acero microaleado.

La disolución de las fases precipitadas en los aceros microaleados aparece como un aspecto particularmente importante para los tratamientos térmicos de estos aceros, y para conseguir una precipitación es preciso romper el equilibrio termodinámico de la solución durante el enfriamiento. Sin embargo, las consideraciones termodinámicas son insuficientes para poder predecir el desarrollo de la precipitación en un acero dado. En efecto, aunque se puede aproximar el equilibrio termodinámico con un calentamiento y un mantenimiento a temperaturas elevadas, no es del todo el caso durante un enfriamiento normal donde las consideraciones cinéticas pueden ser preponderantes y, entonces, es casi imposible alcanzar un equilibrio termodinámico. Por ejemplo, aunque termodinámicamente los nitruros de aluminio parecen ser capaces de precipitar más fácilmente que los carburos o nitruros de vanadio (fig. 2.11), es prácticamente lo contrario de lo que se produce; la cinética de precipitación de los nitruros de aluminio es particularmente lenta¹¹⁴.

III-2-1-2-2 Tipos de precipitados.

a) Carburos: Además de la temperatura (aspecto termodinámico), la velocidad de disolución de los carburos depende:

- de la morfología; una perlita fina se transforma mucho más rápidamente que una perlita basta y globulizada.

- de la naturaleza y del contenido de los elementos de aleación eventualmente presentes en el acero, de su velocidad de difusión y de su tendencia a formar carburos y a frenar las intercaras de transformación.

b) Nitruros y carbonitruros: En presencia de ciertos elementos de microaleación, estas partículas se forman por un fenómeno de precipitación muy fino cuando se sobrepasa el límite de solubilidad. Como ejemplo de los precipitados más importantes se cita a:

- el nitruro de aluminio.
- el nitruro de titanio.
- el nitruro de vanadio.
- el carbonitruro de niobio.
- el carbonitruro de vanadio.

III-2-1-3 Elementos de adición usuales en los aceros microaleados.

Los elementos microaleantes tienen la posibilidad de mejorar las características del acero. Estos elementos permanecen en solución en el acero por encima de una determinada temperatura durante la fase austenítica y precipitan al ser enfriados, combinándose con otros elementos del acero, una vez alcanzados sus límites de solubilidad.

Los elementos usualmente utilizados para los aceros microaleados son:

a) Niobio: El niobio es un elemento alfégeno que durante la conformación precipita parcialmente en la austenita en forma de carbonitruros (precipitación inducida por deformación). Estas partículas inhiben el crecimiento de grano y, adicionalmente, los efectos del niobio soluble retardan la recristalización de los granos de austenita. Ningún otro elemento microaleante es tan efectivo como el niobio para elevar la temperatura del fin de la recristalización de la austenita, efecto que es más pronunciado a mayores contenidos de carbono. Una parte del niobio restante en la solución después de la conformación precipita en la ferrita como carbonitruros muy finos, durante o después de la transformación $\gamma - \alpha$. Este fenómeno de precipitación puede acelerarse incrementando la deformación.

b) Titanio: El titanio es el único elemento del grupo IVa que puede formar óxidos, sulfuros o carbonitruros. Durante el enfriamiento, son los precipitados de TiN los primeros que se forman sirviendo como centros de nucleación para el TiC. En estas condiciones la difusión entre ambos precipitados da lugar a la aparición de carbonitruros de composición química variable.

La adición de Titanio al acero permite afinar el tamaño de grano ferrítico bloqueando el crecimiento de grano austenítico. Su poder afinador es mayor que el del niobio y el de vanadio, especialmente a las temperaturas de austenización en los tratamientos termomecánicos.

c) Vanadio: El vanadio tiene una gran afinidad al carbono y al nitrógeno en el acero, dando partículas muy finas de carburos, nitruros o carbonitruros, con lo que se forman granos de austenita más finos.

d) Aluminio: El aluminio fija en gran parte el nitrógeno del acero para formar el nitruro de aluminio (AlN). Su disolución se efectúa en un rango de temperaturas que va de 900 °C a 1250 °C. Según la temperatura, pueden estar parcialmente o no disueltos en la austenita.

III-2-2 Mecanismos de endurecimiento en los aceros microaleados.

III-2-2-1 Endurecimiento por afino de grano.

El afino de grano es uno de los mecanismos esenciales a considerar para mejorar la tenacidad y la resistencia de los aceros microaleados. La ecuación de Hall-Petch justifica el hecho experimental del aumento del límite elástico con la disminución del tamaño medio del grano ferrítico, y la teoría demuestra, además, el aumento de la resiliencia o, más concretamente, el descenso de la temperatura de transición dúctil-frágil con dicha disminución del tamaño de grano.

Desde el punto de vista metalúrgico, existen diferentes mecanismos de afino de grano, en su mayoría directamente relacionados con la propia naturaleza de los aceros microaleados, que se podrían concretar en dos:

- La formación de precipitados en fase austenítica.

-El descenso de la temperatura de transformación austenita - ferrita.

Toda modificación a alta temperatura del tamaño de grano austenítico se transmite, con más o menos efectividad, al grano ferrítico derivado de aquél. El grano austenítico puede ser afinado o su engrosamiento impedido mediante la acción de precipitados; el tamaño, número y distribución de dichos precipitados juegan así un papel muy importante. Por consiguiente, el calentamiento previo a la conformación es una primera e importante etapa en el tratamiento termomecánico para conseguir un grano final fino. La temperatura de este calentamiento debe sobrepasar un valor mínimo para disolver las partículas y así poder obtener los efectos esperados en la subsiguiente precipitación. Al mismo tiempo, como se ha indicado, el partir de un grano austenítico lo más fino posible, también favorece el objetivo de afinar el grano final.

El crecimiento de grano austenítico en presencia de los precipitados no ocurre de modo uniforme, sino que suele ocurrir un crecimiento anormal; unos granos se desarrollan mientras que otros mantienen su tamaño original. Cuddy y Raley¹⁴⁷ determinaron, en función de la temperatura de solubilización, la temperatura de crecimiento del grano anormal para los carburos y nitruros de los elementos microaleantes usuales (V, Ti, V, Al), poniendo de manifiesto que la temperatura de crecimiento anormal más alta se obtenía en las aleaciones con nitruros de titanio.

En la mayoría de los modelos conocidos sobre la acción de las partículas precipitadas en los bordes de grano^{116,117}, existe un equilibrio entre la fuerza que es necesaria para disminuir el área del borde de grano por volumen durante el avance de la frontera del grano y la fuerza del anclaje producida por las partículas en dicho grano. En otras palabras, el borde de grano avanza entre las partículas, cuando la primera fuerza es capaz de superar a la segunda. Este mecanismo da una idea clara del porque no se producen, en estas aleaciones crecimientos normales de grano.

Gladman y col.^{116,117} desarrollaron una teoría basada en las consideraciones energéticas que acompañan a la migración de los bordes de grano y en el modo en que las partículas retrasan el crecimiento de la frontera de grano. Mostraron que existía un diámetro de la partícula crítica (r_c) por encima del cual, éstas no producen un anclaje efectivo en el crecimiento de grano. Este diámetro crítico resultó ser proporcional al tamaño del grano austenítico inicial y a la fracción de volumen de las partículas, según la ecuación (2.10):

$$r_c = \frac{6 R_0 f}{\pi} \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right)^{-1} \quad (2.10)$$

donde, r_c es el radio crítico de partícula; R_0 , el radio del grano austenítico de la matriz; f , la fracción volumétrica de partículas, y Z , el factor de heterogeneidad del tamaño de grano.

A continuación, se intentara exponer someramente como contribuyen los precipitados de los elementos microaleantes usuales al afino de grano. Aunque el aluminio ha sido ampliamente utilizado como afinador de grano para temperaturas de austenización relativamente bajas, los carburos, nitruros o carbonitruros de V, Ti y/o Nb pueden ejercer este papel mucho mejor que aquél^{112,113} si bien, el carburo de vanadio es bastante peor que el nitruro, ya que se disuelve a más baja temperatura.

En cambio, los compuestos de niobio y, sobre todo, de titanio son los más adecuados para efectuar la acción inhibidora del crecimiento de grano a las temperaturas altas de los procesos de conformación tradicionales. No obstante, el nitruro de titanio debe ser utilizado adecuadamente. Pequeñas cantidades de titanio (0,010 - 0.020 en % de peso) pueden dar suficiente número de partículas de TiN para el control del grano⁸⁸. La estabilidad y la baja velocidad de crecimiento de partículas de TiN lo hacen muy efectivo (es el más efectivo de todos los microaleantes usuales) como controlador del grano a altas temperaturas de deformación (el TiC también lo es, pero la velocidad de engrosamiento de la partícula es mayor). Si se añade demasiado titanio a la aleación, su sobresaturación producirá, a altas temperaturas, la coalescencia de las partículas finas dando precipitados de TiN demasiados

groseros para frenar el avance del borde de grano, por lo que se producirá la formación de granos de austenita con crecimiento anormal y por tanto, disminuirá la temperatura de crecimiento del grano.

Cuando se combina el titanio con otros microaleantes, son menores las temperaturas de engrosamiento de grano. Por ejemplo, cuando se adiciona con niobio o vanadio, precipitan carbonitruros complejos de titanio - niobio o titanio-vanadio, cuyas composiciones variarán significativamente con la temperatura. En tales partículas complejas, es el carburo de niobio el que predomina a temperaturas bajas. En cambio, el nitruro de titanio predomina a temperaturas altas, observándose un cambio gradual de las composiciones a temperaturas intermedias¹¹⁸. La razón de este comportamiento se encuentra en que los carbonitruros de niobio, titanio y vanadio tienen grandes solubilidades mutuas.

Otro aspecto interesante de estas partículas complejas es su gran capacidad para crecer a una velocidad mucho mayor que la de los nitruros de titanio. Los datos experimentales¹⁰⁸ de la figura 2.12 muestran que los carbonitruros complejos de niobio-titanio crecen un orden de magnitud más rápidamente que los TiN, aunque el mecanismo exacto de este crecimiento acelerado aún no ha sido establecido.

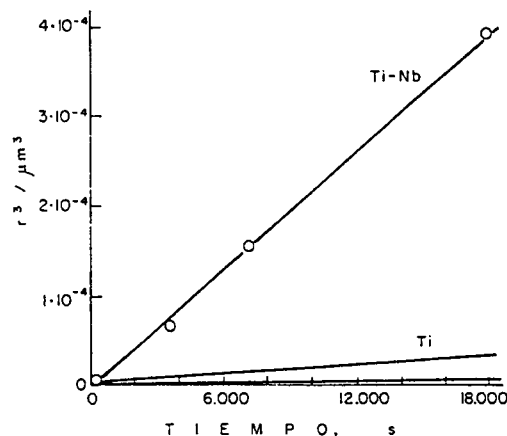


Fig. 2.12. Velocidad de crecimiento de precipitado (Carbonitruros de Nb-Ti y nitruro de titanio)

De lo señalado hasta aquí se desprende, que la presencia de ciertos elementos, incluso en cantidades muy pequeñas, afina el grano ferrítico a través de dos fenómenos distintos:

a) Inhibiendo o ralentizando la recristalización durante los ciclos térmicos del tratamiento o del conformado en caliente, puesto que aumenta la densidad de nuevos gérmenes y se provoca así un afino de grano durante el enfriamiento posterior. En este sentido, se ha demostrado^{30,3136,37} que el niobio y, en menor grado, el vanadio -disueltos- son un importante impedimento para la recristalización.

b) Frenando el engrosamiento de granos en el dominio ferrítico. Sobre este aspecto se sabe que, durante el enfriamiento posterior a la transformación o recristalización, se produce, a las temperaturas más altas del dominio ferrítico, un crecimiento de grano tanto más acentuado cuanto más lento sea el enfriamiento. Los carbonitruros formados antes o durante la transformación de la austenita, impiden la migración de los límites de grano. El vanadio, el niobio y el titanio actúan en esta dirección, produciendo un afino suplementario de grano.

Finalmente, la disminución de la temperatura de transformación austenítico-ferrítica ($\gamma \rightarrow \alpha$) es otro importante factor de afino de grano a considerar. En relación con ello se puede señalar que, si la composición química de la austenita sufre una modificación tal que sea capaz de producir una disminución de la temperatura del punto crítico Ar_3 o un desplazamiento de las curvas de transformación en enfriamiento continuo (C.C.T) hacia tiempos de enfriamientos superiores, se formará en el acero una estructura secundaria más fina como consecuencia de la existencia de un número mayor de gérmenes y una menor movilidad de bordes de grano. Estos fenómenos secundarios, suficientemente conocidos en presencia de manganeso y níquel, serán tanto más sensibles a los elementos microaleantes cuanto mayor sea la proporción de dichos elementos disueltos en la austenita.

III-2-2-2 Endurecimiento por precipitación.

El afino de grano es el modo preferido para aumentar la resistencia en los aceros porque, también, mejora la tenacidad, pero existe otro mecanismo directamente relacionado con la propia naturaleza de los aceros microaleados y que permite aumentar su resistencia durante los tratamientos termomecánicos posteriores a la elaboración, y no es otro que el endurecimiento por precipitación de los compuestos formados por los elementos

microaleantes Dicho endurecimiento está provocado por la presencia de precipitados endurecedores que se forman a baja temperatura en la austenita, en la intercara $\gamma \rightarrow \alpha$ durante la transformación, y en la ferrita durante el enfriamiento

La precipitación en los aceros microaleados puede ocurrir de dos maneras: en una de ellas, la precipitación se producirá en las cercanías del límite de la fase austenita - ferrita, por lo cual, al desplazarse el límite, las partículas se acomodarán en una forma planar (ver figura 2.13⁹⁰) Al continuar la supersaturación, se formarán mayores cantidades de precipitados A esta forma de precipitación se le llama precipitación interfásica¹¹⁹; la segunda forma es la precipitación general¹²⁰, y tiene lugar sobre las dislocaciones y toda la matriz.

Los precipitados de interfase tienen una dispersión mucho más fina que la de los precipitados generales y, por tanto, los primeros proporcionarán un mayor grado de endurecimiento.

Los esquemas de la figura 2.14 muestran el modelo de la precipitación interfásica¹¹⁹ Este modelo sugiere que el desplazamiento de la intercara ferrita - austenita se controla por el enriquecimiento local en carbono de la austenita y por la segregación de átomos de soluto en la intercara Estos dos efectos tienen tendencia a ralentizar el desplazamiento de la intercara, y cuando la concentración en carbono de la austenita alcanza un valor crítico, se produce la precipitación de los carburos (fig 2.14 a) Esta precipitación modifica el perfil de la concentración en carbono en la austenita (fig 2.14 b) de tal manera que ésta se ve empobrecida en carbono La intercara puede de nuevo avanzar hasta que la acumulación de átomos del elemento de adición y el aumento de la concentración en carbono permita repetir el proceso de precipitación (fig 2.14 c)

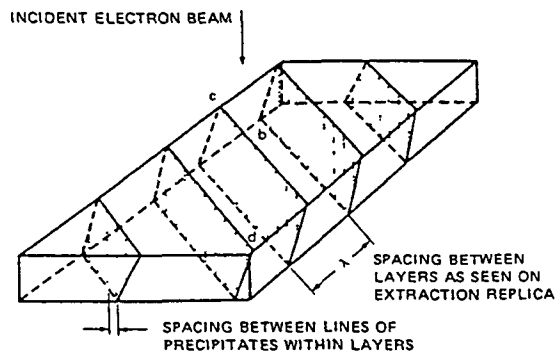


Fig. 2.14. Diagrama esquemático de la distribución tridimensional de los precipitados

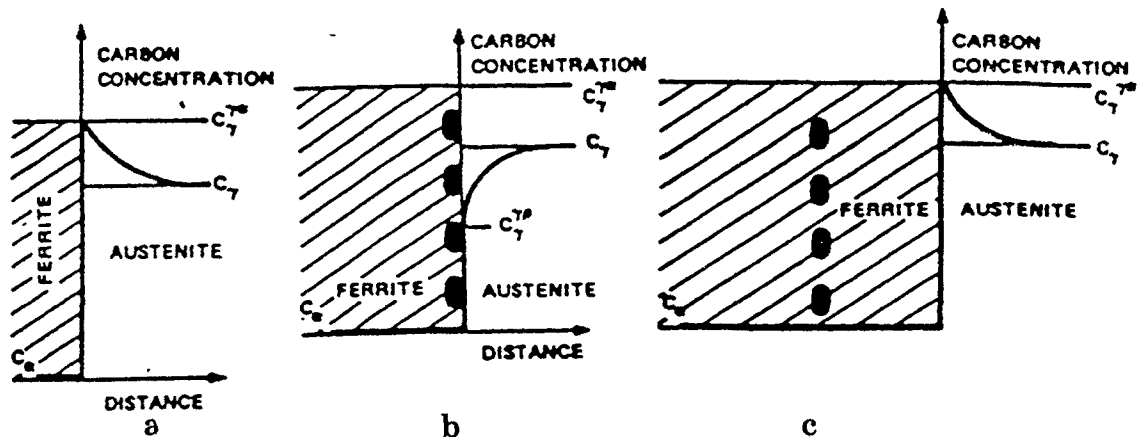


Fig. 2.14. Modelo esquemático de precipitación interfásica.

Cuando la transformación ocurre a bajas temperaturas (en los dominios de la ferrita acicular, bainita o martensita), las posibilidades de difusión de los elementos microaleados son bastante bajas que los precipitados de carburos no pueden formarse y el único carburo que se forma es la cementita. Por consiguiente, el elemento microaleante queda en solución dentro de la matriz ferrítica.

Las partículas que se forman en la precipitación interfásica o en la ferrita después de la transformación pueden ser muy pequeñas, del orden de 5nm y por lo tanto pueden ser efectivos agentes endurecedores.

La figura 2.15 muestra un ejemplo de la influencia del contenido de los tres elementos formadores de precipitados más importantes, sobre el endurecimiento por precipitación, representado por la elevación del límite elástico, producida en tres calidades de aceros al C-Mn.

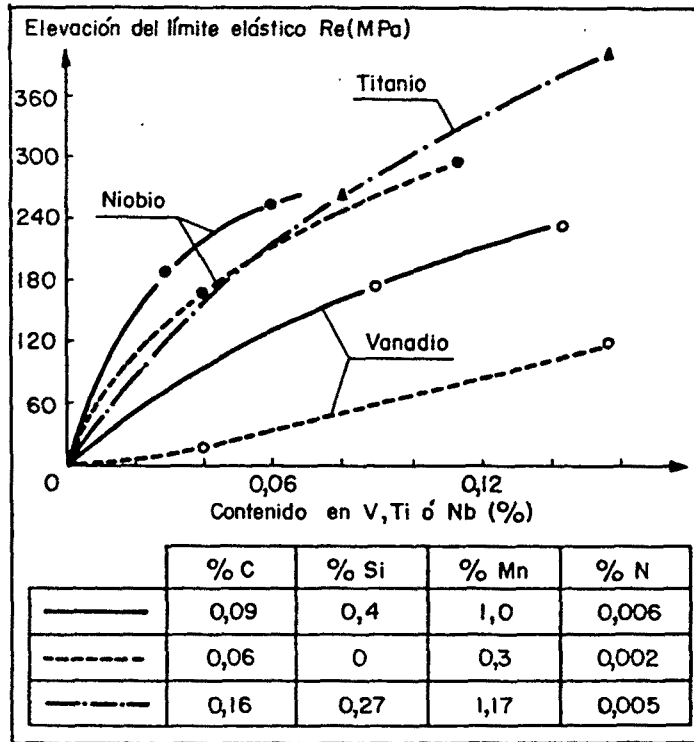


Fig. 2.16. Efecto de los elementos microaleantes en el endurecimiento por precipitación.

El efecto de los precipitados no sólo depende de su naturaleza y de su cantidad, sino también del tamaño y separación de las partículas y de su coherencia o no con la red cristalina de la fase matriz. Cuanto más pequeñas y numerosas sean estas partículas, mayor será el endurecimiento producido por ellas. En el caso del niobio, la figura 2.16 representa gráficamente el aumento del límite elástico en función del contenido de dicho elemento y del diámetro de las partículas, de acuerdo con la ley de Orowan¹²¹ y Ashby¹²² que se expresa mediante la ecuación siguiente:

$$\sigma_p (Mpa) = \frac{59\sqrt{f}}{x} \ln\left(\frac{x}{5.10^{-4}}\right) \quad (2.11)$$

donde f es la fracción volumétrica de partículas; x , el diámetro de la partícula ($x=0,89165d_0$) en μm , y d_0 , el diámetro de partícula en μm .

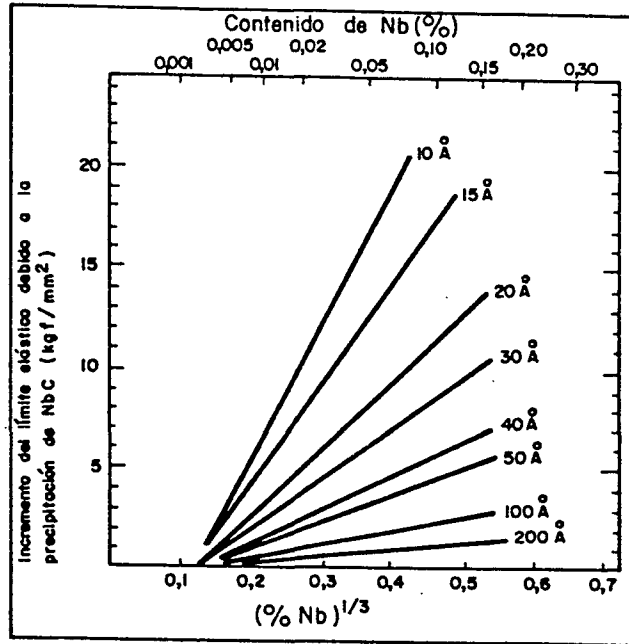


Fig. 2.16. Efecto del tamaño de partícula (NbC) sobre el endurecimiento por precipitación.

Se observa, en la figura 2.16, para una misma cantidad de niobio, que el endurecimiento por precipitación de carburos en la ferrita aumenta fuertemente cuando el diámetro de las partículas disminuye. Para el caso de las partículas groseras (> 20 nm), el endurecimiento es insignificante, incluso para contenidos de niobio muy altos.

En general, el incremento del límite elástico debido al endurecimiento por precipitación será tanto menos importante cuanto más fino sea el grano de la matriz. Esto puede interpretarse considerando que los precipitados se acumularán en los bordes de grano y el apilamiento de dislocaciones sobre dichos bordes será cada vez más importante, decreciendo así, relativamente, la importancia de la obstaculización a su movimiento producida por los propios precipitados. Por otra parte, parece que los aumentos del límite elástico provocado por afino de grano ($\Delta \sigma_g$) y por precipitación ($\Delta \sigma_p$) están relacionados según la expresión:

$$\Delta \sigma_g + \Delta \sigma_p = cte. \quad (2.12)$$

Esto indica que la aplicación de mecanismos conducentes al afino de grano ferrítico, con el consecuente aumento del límite elástico, a partir de cierto punto van a actuar sobre los

precipitados , volviéndolos groseros y disminuyendo, por tanto, su potencial endurecedor. De esta forma, la clave de los aceros microaleados es combinar adecuadamente los efectos de afino de grano, que incrementa el límite elástico y hace disminuir la temperatura de transición, y el de producir un endurecimiento por precipitación, que incrementa, también, el límite elástico pero eleva la temperatura de transición,. de forma que pueda alcanzarse una solución de compromiso que optimice los altos límites elásticos conseguidos con unas satisfactorias temperaturas de transición.

IV- APLICACIONES DE LOS ACEROS MICROALEADOS.

Durante los últimos años se admitía que las características mecánicas de los aceros de construcción eran condicionadas, principalmente, por la composición química. El papel del conformador era, hasta entonces, el del conferir al producto una forma geométrica adecuada para su utilización. El tratamiento térmico posterior de normalizado se encargaba de modificar las irregularidades de estructura procedentes de la conformación.

Debido al aumento de la demanda de aceros con características mecánicas elevadas y al desarrollo de importantes construcciones soldadas (puentes, plataformas marinas, conducciones, calderería, etc.), apareció el interés de obtener estas características directamente en estado bruto de laminación, modificando la composición química del acero y utilizando la laminación como parámetro metalúrgico. La utilización de esta técnica hizo surgir el tratamiento termomecánico de laminación controlada, que contribuyó de forma decisiva en el desarrollo de los aceros microaleados para su aplicación en tubos, recipientes a presión, estructuras y construcciones metálicas en general.

Muy brevemente, la característica fundamental de la laminación controlada es la realización de deformaciones en zonas de temperatura bien definidas, intentando obtener, por un lado, el control del crecimiento de grano austenítico y, por otro el mayor efecto retardador de la recristalización estática de la austenita, unido a la obtención de un eficaz endurecimiento por precipitación.

En el campo de la construcción mecánica, y especialmente en la industria de automoción, una de las aplicaciones más interesantes y atractivas de los aceros microaleados es la fabricación de piezas forjadas en caliente. Mediante esta operación, que no requiere precauciones especiales durante el enfriamiento posterior al conformado, se pueden obtener elevadas propiedades de resistencia sin necesidad de aplicar tratamientos térmicos finales. Además, la maquinabilidad de estas piezas es bastante interesante a nivel comparativo, y puede incluso mejorarse. Su aplicación en el sector de la automoción está teniendo una creciente expansión para la fabricación de piezas de responsabilidad (bielas, cigüeñales, pernos, muñequillas, etc.). Los utilizadores tienen así, a su disposición, aceros “duros” de buena maquinabilidad. Por ejemplo, una calidad de acero microaleado de 1000 MPa tiene un índice de maquinabilidad análogo al de un acero clásico recocido a 800 MPa, que debe ser mecanizado en este estado y tratado a continuación en temple y revenido. Este último tratamiento entraña frecuentemente ciertos inconvenientes y, en particular, deformaciones que obligan a posteriores rectificadas.

Respecto a la conformación en frío de los aceros microaleados, existe todavía poca información y es objeto, actualmente, de numerosas investigaciones y ensayos. A pesar de ello, es posible prever el aumento de su utilización por forja en frío y para la realización de piezas por plegado o doblado en frío.

A finales de los años 70 comenzaron a desarrollarse chapas laminadas en frío, que han tenido una buena aceptación en la fabricación de carrocerías de automóviles, a pesar de presentar ciertos problemas, como pequeñas ondulaciones superficiales en las piezas ligeramente embutidas y, sobre todo, coeficientes de anisotropía bajos, próximos a la unidad.

Los aceros microaleados cuyas resistencias se sitúan entre 1.500 y 2.000 MPa tienen un amplio campo de utilización en piezas que requieren elevada resistencia al desgaste (ejes, rodamientos, etc.), con aplicaciones muy interesantes en la construcción de maquinaria de obras públicas y de tratamiento de minerales.

Gracias a las características específicas de composición químicas de los aceros microaleados, y en particular a su contenido en carbono -que pueden permanecer a niveles inferiores a 0,20

- 0,25 %, incluso en aceros que sobrepasan resistencias de 1.000 MPa, se ha abierto un amplio campo de aplicaciones en construcciones soldadas, donde el requisito de soldabilidad es considerado fundamental. Así, construcciones tales como puentes, edificios, navíos, plataformas marinas, recipientes a presión, tubos, etc., se están construyendo actualmente con aceros microaleados.

Evidentemente, éstos han sido sólo algunos ejemplos de las numerosas aplicaciones que pueden tener los aceros microaleados, ya que existen otras muchas, que sería excesivamente largo relacionar, y todas ellas de gran importancia como son los que se derivarían de las posibilidades adicionales obtenidas mediante la realización de tratamientos superficiales y termoquímicos en estos aceros.

Las importantes ventajas técnicas y económicas que representan los aceros microaleados, unidas al perfeccionamiento de los procesos de elaboración y conformación, hacen esperar que su utilización se extienda de forma progresiva en los próximos años.

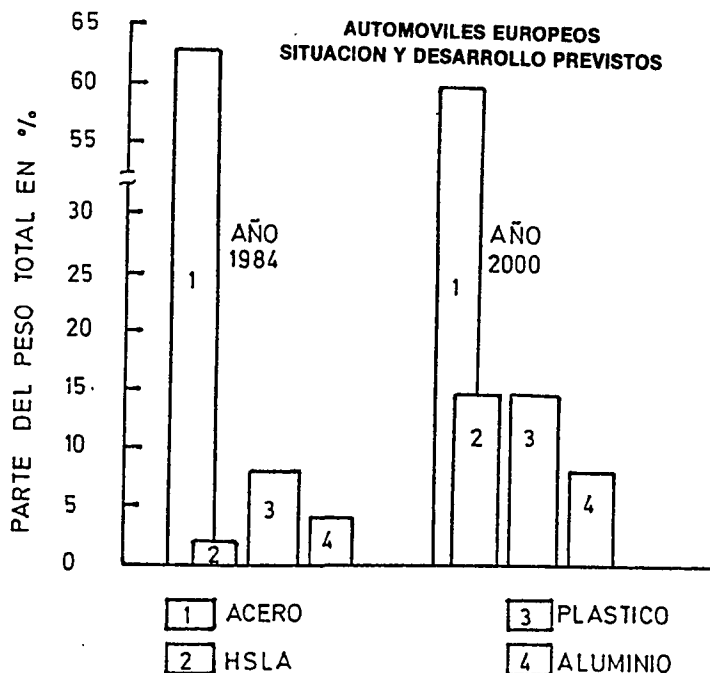


Fig. 2.17. Evolución prevista para el año 2000 de los productos básicos que intervienen en la fabricación de un automóvil medio europeo.

La figura 2.18¹²³ ilustra la evolución que se prevé para el año 2.000 de los productos básicos que intervienen en la fabricación de un automóvil medio europeo. En este diagrama se pone de relieve que el empleo de metal ligero, con un 8 %, y de plástico, con un 15 %, se habrá multiplicado por dos con respecto al año 1984. En cuanto al uso de aceros microaleados de alta resistencia, se habrá multiplicado por siete. La reducción en peso prevista con estas modificaciones se estima en un 17 % y la reducción en consumo de combustible, del 3,5 %.

V- ACEROS MICROALEADOS ESCOGIDOS PARA EL DESARROLLO DE ESTA TESIS.

El desarrollo de la presente tesis se ha centrado en la caracterización de dos aceros microaleados comerciales de medio carbono, suministrados por SIDENOR I+D y destinados al sector de forja de componentes de automoción. Sus composiciones químicas así como la identificación de cada uno de ellos se recogen en la tabla 2.4.

	% C	% Mn	% Si	% P	% S	% V	% Ti	% Al	N _{ppm}
Acero V	34	1.52	.72	.025	.025	.083	.0184	.0145	114
Acero M	.29	1.19	.19	.012	.025	.09	.002	.0114	131

Tabla 2.4. Composición química de los dos aceros estudiados.

Estos dos aceros microaleados son de medio carbono con un contenido de V y Al prácticamente similar y en el que se ha variado el contenido de Ti.

Los aceros estudiados fueron elaborados por la empresa SIDENOR. El proceso de fabricación fue de obtención de lingotes mediante fusión en un horno. Posteriormente, los dos aceros se laminaron en palanquilla de 70 mm de lado en el caso del acero M y en redondos de 100 mm de diámetro en el caso del acero V. La temperatura de calentamiento fue de 1250 °C, y la de final de laminación fue de 900 °C. A continuación se enfriaron al aire.

El motivo de la selección de estos dos aceros es ampliar el conocimiento sobre comportamiento a la deformación en caliente y sobre las propiedades de aplicación de estos aceros destinados a la fabricación de componentes de la industria de automoción.

III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

I- INTRODUCCIÓN

En la aplicación de un gran número de materiales, es necesario una resistencia fuerte a las aplicaciones de esfuerzos o momentos sin romperse. Además, es necesario que esos materiales puedan ser conformados, para darles formas útiles. Por estas razones, la resistencia y la deformación, que caracterizan el comportamiento mecánico, constituyen dos de los parámetros más importantes que pueda presentar un material.

Se han desarrollado centenares de procesos para conformar materiales destinados a aplicaciones específicas, y la mejor manera de abordar el estudio de estos procesos, donde una pieza inicialmente muy sencilla se deforma plásticamente mediante un juego de herramientas o matrices para obtener la configuración final deseada, es considerarlos como un sistema completo tal como muestra la figura 3.1.

La zona deformada se corresponde con la distribución de tensiones, deformaciones y con la presión total requerida para llevar a cabo la operación. Obviamente las fuerzas aplicadas deben producir la fluencia del material, pero las tensiones no deben generar fracturas locales. Fenómenos metalúrgicos tales como el endurecimiento por deformación, la recristalización y la fractura son muy importantes, especialmente para altas velocidades de deformación y/o altas temperaturas. El esfuerzo de fluencia del material será función de la deformación, velocidad de deformación, temperatura y estructura, lo cual hace difícil reproducir estas condiciones en el laboratorio.

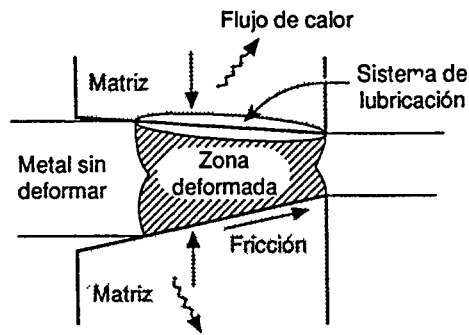


Figura 3.1. Esquema típico de un proceso de conformado.

II- OBJETIVO DE LOS ENSAYOS MECÁNICOS DE SIMULACIÓN DE LOS PROCESOS DE CONFORMACIÓN.

En los procedimientos de fabricación de los materiales avanzados siempre se incluyen procesos de deformación a alta temperatura. Para elegir la temperatura y la velocidad de deformación adecuada para tales operaciones se utilizan algunos ensayos mecánicos que responden principalmente a dos objetivos:

- a) Para una utilización adecuada de los materiales, es importante conocer su resistencia mecánica en las condiciones de servicio y predecir las condiciones óptimas de conformabilidad.
- b) Estudiar los mecanismos fundamentales de la deformación plástica. Cuando los ensayos se realizan de una forma adecuada, es posible extraer abundante información sobre los mecanismos microestructurales de la deformación, a partir de las relaciones entre las magnitudes mecánicas.

En resumen, estos ensayos permiten determinar la tensión necesaria para lograr la deformación de un material, con una microestructura S dada, a una velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) y en unas condiciones de temperatura y presión P determinadas. Es decir se busca la máxima información sobre una función del tipo:

$$f(\dot{\epsilon}, \sigma, T, S) = 0 \quad (3.1)$$

La existencia de una ecuación de estado de este tipo para la deformación plástica no es evidente, debido especialmente a la dificultad de conocer qué magnitudes físicas son necesarias para describir el estado del material. Sin embargo, esta ecuación es imprescindible para predecir y calcular el comportamiento plástico de un material sometido a condiciones diferentes a aquéllas de los ensayos de deformación.

III- PARÁMETROS DE LA DEFORMACIÓN EN CALIENTE.

Las tensiones de fluencia necesarias para realizar un proceso de conformado, así como las estructuras obtenidas dependen de la deformación aplicada, velocidad de deformación y temperatura.

III-1 Deformación aplicada.

El objetivo primordial de los procesos de deformación plástica es cambiar la forma del producto deformado. El segundo objetivo es mejorar o controlar las propiedades de este producto. En los materiales condensados, se puede suponer que no existe cambio de volumen en la pieza conformada durante un proceso de deformación, con lo cual:

$$A_0 L_0 = A_1 L_1 \quad (3.2)$$

donde L_0 y L_1 son la longitud inicial y instantánea respectivamente de la pieza conformada y A_0 y A_1 son su sección transversal inicial y instantánea respectivamente.

La deformación producida en un proceso de conformado se expresa mediante la deformación ingenieril:

$$e = \frac{L_1 - L_0}{L_0} = \frac{A_0 - A_1}{A_1} \quad (3.3)$$

o alternativamente, mediante la deformación verdadera:

$$\varepsilon = \int_{L_0}^{L_1} \frac{dL}{L} = \ln \frac{L_1}{L_0} = \ln \frac{A_0}{A_1} = \ln(e+1) \quad (3.4)$$

La deformación es un parámetro adimensional y se puede expresar en tanto por ciento o en valor absoluto.

III-2 Velocidad de deformación

La velocidad a la cual se deforma un material puede ejercer un efecto preponderante en el esfuerzo de fluencia. La velocidad de deformación se define como:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (3.5)$$

y convencionalmente se expresa en unidades "por segundo" El campo de las posibles velocidades de deformación se indica en la tabla 3.1.

Campo de velocidades	Condiciones de ensayo
10^{-8} a 10^{-5} s^{-1}	Fluencia a carga o tensión constante ("Creep")
10^{-5} a 10^{-1} s^{-1}	Ensayos de tensión estática con máquinas hidráulicas
10^{-1} a 10^2 s^{-1}	Ensayos de tracción o compresión dinámica
10^2 a 10^4 s^{-1}	Ensayos de alta velocidad por impacto
10^4 a 10^8 s^{-1}	Ensayos hiperveloces usando cañones de gas o explosivos

Tabla 3.1

Por su parte, la figura 3.2 muestra que cuando aumenta la velocidad de deformación, aumenta la resistencia a la tracción. También pone de manifiesto que la relación entre la velocidad de deformación y la resistencia aumenta con la temperatura (pendiente de la curva)

III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

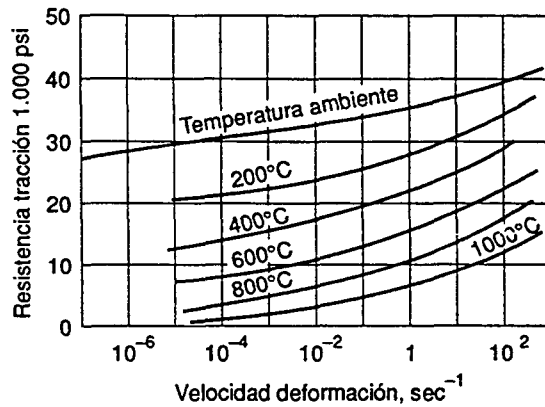


Figura 3.2. Efecto de la velocidad de deformación sobre la resistencia a la tracción.

Es difícil la determinación de una relación matemática entre la tensión de fluencia y la velocidad de deformación, a causa de los problemas experimentales que pueden presentarse. Uno de ellos consiste en que a altas velocidades de deformación se crea una condición adiabática que da lugar a un aumento de la temperatura en la pieza deformada; no hay tiempo suficiente para que el calor producido por la deformación plástica se disipe.

Los ensayos en los que se somete la probeta a una velocidad constante de deformación verdadera, no pueden realizarse fácilmente con máquinas de ensayo convencionales. Aunque es bastante fácil mantener el movimiento del cabezal a una velocidad constante, esto no asegura una velocidad constante de deformación en la pieza, puesto que la velocidad de deformación que ésta experimenta aumenta con la carga. Si la velocidad de movimiento de la mordaza es $v=dL/dt$, se puede expresar la velocidad de deformación mediante la ecuación siguiente:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d\left[\ln\left(\frac{L}{L_0}\right)\right]}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \quad (3.6)$$

Esta ecuación indica que para una velocidad constante de la mordaza, la velocidad real de deformación disminuirá a medida que se alarga la probeta. Para mantener constante la velocidad real de deformación, la velocidad de la mordaza debe aumentar proporcionalmente al incremento de longitud de la probeta.

III-3 Temperatura.

En general, la resistencia de los metales disminuye y la ductilidad aumenta al incrementar la temperatura. Sin embargo, cambios estructurales, tales como la precipitación, el envejecimiento por deformación o la recristalización que se pueden producir a distintas temperaturas, pueden alterar este comportamiento general. Por este motivo, y para poder comparar las propiedades mecánicas de diferentes materiales a distintas temperaturas, se introduce el concepto de temperatura homóloga T_H , definida como la relación entre una temperatura dada y la temperatura de fusión del material, expresadas ambas en °K. Puede decirse que a temperaturas homólogas del orden de 0.5 los procesos activados térmicamente ayudan a la deformación y reducen la resistencia. A altas temperaturas o si la tensión se aplica durante largo tiempo, pueden producirse cambios estructurales debidos a la deformación en función del tiempo. En este caso nos encontramos ante el fenómeno denominado fluencia en caliente o "Creep".

Cerca del 95% del trabajo mecánico realizado durante la deformación se convierte en calor. Una parte de este calor se pierde en al ambiente o se absorbe a través del utillaje de conformación. Sin embargo, una parte del calor queda para incrementar la temperatura de la pieza conformada. Cuanto mayor es la velocidad de deformación del proceso de conformado, tanto mayor será el porcentaje de calor que incrementa la temperatura de la pieza conformada.

El aumento de temperatura en la pieza conformada viene dada por la expresión siguiente:

$$\Delta T = \frac{\alpha \int_0^{\bar{\epsilon}} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon}}{\rho C J} \quad (3.7)$$

donde ρ es la densidad de la pieza conformada, C , el calor específico, J , el equivalente mecánico del calor y α la fracción de energía mecánica que se convierte en calor, típicamente $\alpha \approx 0.95$.

Para conocer la influencia de los parámetros citados es preciso poder variar independientemente los unos de los otros en un rango amplio o combinarlos voluntariamente. En algunos casos, se puede llegar a aplicar una ley dada de enfriamiento que puede ir hasta templar el material a un instante dado y de una manera bastante rápida para poder "congelar" un estado estructural. Por ello, se recomienda disponer de ensayos de referencia relativamente sencillos, fáciles de realizar y de explotar.

IV- PRINCIPIO DE EQUIVALENCIA.

¿Cómo establecer equivalencias entre un ensayo de referencia y un modo de conformación o entre dos ensayos de referencia ?

Para poder contestar esta pregunta hay que utilizar el análisis matemático de la mecánica de la conformación de materiales y las nociones de la tensión generalizada y deformación generalizada¹²⁴ que conviene tomarlas respectivamente como medida del nivel de sollicitación y como medida de la amplitud de la deformación.

Uno de los objetivos de la investigación relativa a la conformación de los materiales es llegar a expresar las fuerzas y las deformaciones implicadas en los procesos en el lenguaje matemático de la mecánica aplicada, para poder predecir las fuerzas que se necesitan para obtener una forma determinada. Como las fuerzas y las deformaciones suelen ser muy complejas, para llegar a soluciones de fácil utilización es necesario emplear hipótesis simplificadoras. Esta rama de la mecánica forma parte de la teoría de plasticidad.

La tensión generalizada es una función de seis componentes de la tensión y la deformación generalizada elemental es una función de seis deformaciones elementales. Ellas se definen para una partícula dada. La tensión generalizada toma, a cada instante y en cada punto un valor que, para una partícula dada, varía a lo largo de la deformación.

Estas nociones encuentran una aplicación muy interesante en el principio de equivalencia: si consideramos dos deformaciones efectuadas sobre el mismo material mediante dos modos de sollicitaciones diferentes y según las mismas leyes “deformación generalizada - tiempo” y “temperatura - tiempo”, en los dos casos y a cada instante el material se encuentra en un estado equivalente desde el punto de vista de su comportamiento mecánico y la tensión generalizada tiene el mismo valor. Así, se encuentran definidas de una parte la “deformación” y de otra parte la “tensión de deformación” que se podrá medir en un ensayo de simulación de un modo de conformación.

Generalmente, se coge como valores de la deformación $\bar{\varepsilon}$ y de la velocidad de deformación $\dot{\bar{\varepsilon}}$ aquellas que corresponden a los valores equivalentes en un ensayo de tracción según el criterio:

$$d\bar{\varepsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} \left[(d\varepsilon_1 - d\varepsilon_2)^2 - (d\varepsilon_2 - d\varepsilon_3)^2 - (d\varepsilon_3 - d\varepsilon_1)^2 \right]^{1/2} \quad (3.8)$$

donde $d\varepsilon_1, d\varepsilon_2, d\varepsilon_3$ son las deformaciones principales elementales.

El criterio de la tensión asociada se escribe:

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]^{1/2} \quad (3.9)$$

donde $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$ son las tensiones principales.

En la conformación de los materiales se producen grandes deformaciones y ello justifica la importancia de expresar tensiones y deformaciones como tensiones y deformaciones reales. Con muy buena aproximación, se puede suponer que el volumen se mantiene constante durante la deformación. Ello conduce a las útiles relaciones:

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0 \quad (3.10)$$

o bien

$$d\varepsilon_1 + d\varepsilon_2 + d\varepsilon_3 = 0 \quad (3.11)$$

Se admite con frecuencia que el incremento de deformación es proporcional a la deformación total. Esta deformación proporcional conduce a la ecuación:

$$\frac{d\varepsilon_1}{\varepsilon_1} = \frac{d\varepsilon_2}{\varepsilon_2} = \frac{d\varepsilon_3}{\varepsilon_3} \quad (3.12)$$

que suele ser muy útil para integrar ecuaciones que incluyen la diferencial de la deformación.

Puesto que la deformación generalizada se define para una partícula dada en cada uno de los modos de sollicitaciones, es necesario saber la fluencia del material en los dos casos. La curva de fluencia (curva tensión verdadera - deformación verdadera) determinada en un ensayo mecánico es la relación fundamental referente al comportamiento del material en cuanto al endurecimiento por deformación y los posibles posteriores procesos de ablandamiento.

Si se considera una operación de conformación y si se reproducen las condiciones equivalentes en un ensayo elegido de manera que sea fácil de realizar y analizar, se simula en el laboratorio la operación industrial considerada. Muchos ensayos de simulación pueden ser necesarios para un modo de conformación dado porque, en general, la deformación no es homogénea. Las particularidades mecánicas de los distintos tipos de materiales conducen a hacer una elección entre los diferentes modos de sollicitación posibles.

V- TÉCNICAS EXPERIMENTALES.

Existe un gran número de ensayos mecánicos para determinar las propiedades específicas de los materiales. Todos ellos están encaminados a reproducir las condiciones en servicio de los mismos. La mayor parte de los ensayos mecánicos se realizan en régimen de tensión

uniforme, el más usual es el régimen uniaxial, en tracción o compresión, donde la única componente no nula de las tensiones principales actúa a lo largo de un eje de la probeta. Otros ensayos mecánicos diferentes (flexión, torsión, impacto, indentación, etc) son menos utilizados, ya que implican estados de tensión no uniformes y, por lo tanto, su interpretación es muy compleja. En la tabla siguiente se hace un resumen de la compatibilidad entre los ensayos mecánicos y los procesos de conformación.

Ensayo	Procesos compatibles
Compresión uniaxial	Forja, extrusión
Compresión plana	Laminación de chapa, placas y barras
Torsión	Laminación de tubos

Tabla 3.2. Tabla de Compatibilidad Proceso - Ensayo

El ensayo de compresión en caliente es el ensayo más recomendado^{52,57,65,127,128} a nivel industrial para simular el proceso de forja, mediante el cual se fabrican los componentes de responsabilidad en la industria de automoción. Los parámetros que de él se obtienen han sido tradicionalmente utilizados en el diseño de componentes a causa de la semejanza existente entre el ensayo y el proceso de forja en términos del estado tensional y de las velocidades de deformación alcanzadas.

V-1 Teoría del ensayo de compresión uniaxial en caliente

Teóricamente, el ensayo es fácil de realizar puesto que basta colocar una probeta entre dos platos de compresión de una máquina de ensayos mecánicos y calentarla hasta una temperatura dada con un horno de inducción o resistencias, dejarla por un cierto periodo de tiempo y después, la probeta comienza a comprimirse hasta una reducción típica del orden de 50%. La geometría de la probeta de ensayo es, generalmente, un simple cilindro, y por consiguiente, barato y fácil de mecanizar.

Aunque a primera vista parece un sencillo experimento de fácil análisis, en realidad el caso es más complicado por la aparición de un cierto número de dificultades tales como son los problemas de abarrilamiento y pandeo.

III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El primero es casi inevitable y a medida que se produce la compresión, en las superficies laterales de la probeta surgen fuerzas de fricción que son dirigidas por los radios hacia su centro y que impiden la deformación horizontal. Como resultado de ello la probeta adquiere una forma característica de barril, y por consiguiente no se deforma homogéneamente, tal como se indica en la figura 3.3.

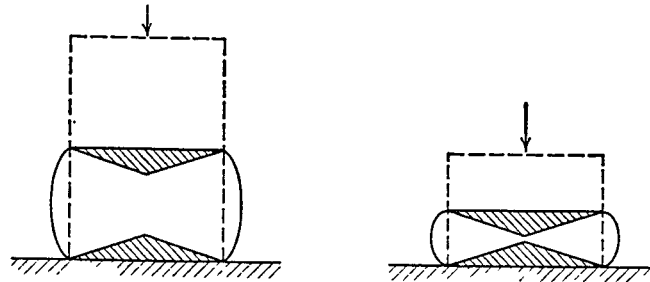


Figura 3.3. Regiones no deformadas (rayadas) debidas a la fricción en los extremos de una probeta de compresión.

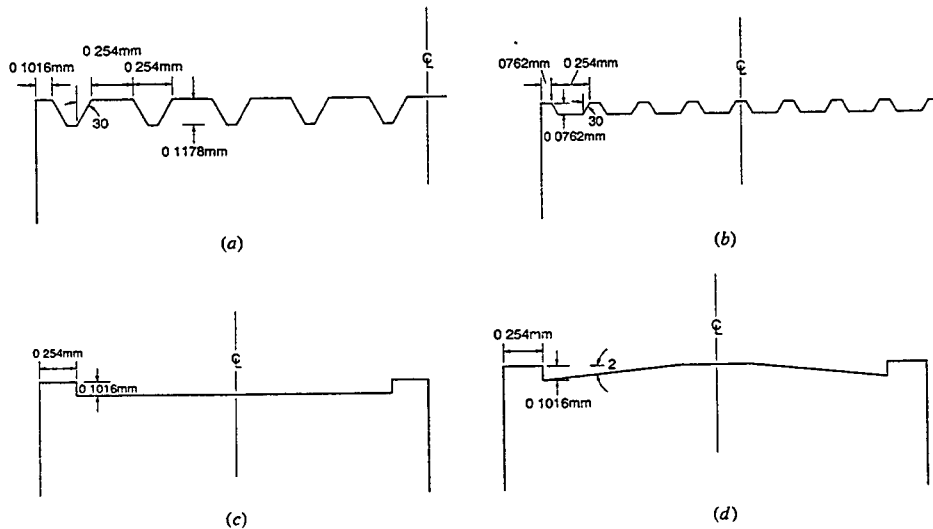


Figura 3.4. Diferentes tipos de ranuras que se pueden mecanizar en las caras de una probeta de compresión para minimizar el efecto de la fricción.

Las áreas rayadas (zonas muertas o conos de deformación) de la figura 3.3 representan regiones de poca deformación debido a la acción de las tensiones de fricción en las intercaras. Para minimizar el efecto de este problema se suele utilizar lubricantes que evitan la presencia de tensiones en la intercara formada entre la probeta y la mordaza de compresión. Otra solución eficaz consiste en mecanizar una serie de ranuras¹²⁵ (ver figura 3.4), en las dos caras de la probeta, que limitan la altura de la zona perturbada a la dimensión de cada diente. El

III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

segundo problema se debe a un desalineamiento del eje de compresión en relación a su posición de uniaxialidad. Por esta razón se suele mantener la relación entre la altura (h_0) y el diámetro (D_0) de la probeta por debajo de un factor 2. Cuanto menor es el cociente entre la altura de la probeta y su diámetro, mayor influencia produce la fricción de contacto en los resultados de las pruebas, por lo que al final debe optarse por un valor de compromiso.

El equipo más simple para realizar un ensayo de compresión en caliente consistirá en: una maquina de ensayos de laboratorio, un horno para calentar la probeta, un ordenador con un programa adecuado para tomar los datos de el ensayo¹²⁸.

Idealmente, la determinación de la tensión de fluencia en un ensayo de compresión en caliente debe ser efectuada bajo condiciones isotérmicas a velocidad de deformación constante y con una fricción mínima para minimizar el abarrilamiento. Si no hubiese fricción, la tensión compresiva uniaxial (tensión de fluencia) correspondiente a la fuerza de deformación P es:

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (3.13)$$

y de acuerdo con la ley de la constancia del volumen:

$$D_0^2 h_0 = D^2 h \quad (3.14)$$

donde D_0 y h_0 son el diámetro y altura inicial, y D y h el diámetro y altura instantánea. De esta manera la tensión de fluencia viene dada por la expresión siguiente:

$$\sigma = \frac{P}{A} = \frac{4P}{\pi D^2} = \frac{4Ph}{\pi D_0^2 h_0} \quad (3.15)$$

Numerosos tipos de inestabilidad plástica pueden desarrollarse en un ensayo de compresión. El primer tipo se asocia con el máximo en la curva tensión verdadera - deformación verdadera. El segundo tipo concierne a la inhomogeneidad de deformación y la formación de

las bandas de cizalladura. La figura⁵² 3.5 muestra el tipo de inestabilidad plástica que ocurre en algunos materiales durante un ensayo de compresión en caliente.

A diferencia de los ensayos de tracción, durante el ensayo de compresión no es fácil destruir cualquier material. Los metales o las aleaciones suficientemente plásticos se aplastan formando delgadas láminas y no se destruyen ni siquiera con los esfuerzos máximos posibles de la maquina de ensayos. El carácter de las destrucción de las probetas depende de la magnitud de las fuerzas de fricción de contacto. Si ellas son considerables, de ordinario se observa la destrucción por medio de corte y este efecto se llama efecto de piel de naranja¹²⁶ (fig. 3.6, a, b). Si son pequeñas, la destrucción se produce por separación (fig. 3.6, c).

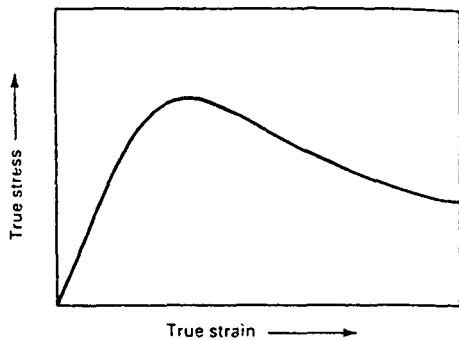


Figura 3.5. Ejemplo de curva de tensión de fluencia mostrando un ablandamiento por deformación.

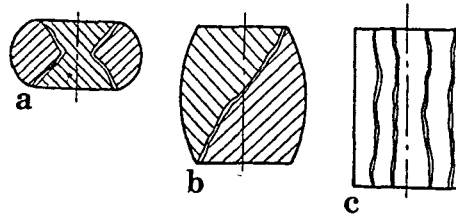


Figura 3.6. Esquemas de destrucción por corte (a,b) y desprendimiento (c).

V-2 Método experimental diseñado para la obtención de los resultados del presente trabajo.

Para la realización de esta tesis se efectuaron ensayos de compresión uniaxial en caliente a velocidad de deformación constante. Los ensayos fueron llevados a cabo en una maquina de ensayos universal electromecánica de la marca INSTRON modelo 4507 con una célula de carga de 100 kN de capacidad estática. Los ensayos se realizaron mediante control por ordenador que incluía tanto la entrada de parámetros de control como las adquisiciones de los resultados.

Para poder ensayar en caliente, se acopló un horno cilíndrico, de calentamiento por resistencias convencionales, a la maquina de ensayos. El citado horno se puede abrir por su plano medio de modo que se facilita la extracción de las probetas para el subsiguiente temple.

III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Como útiles de compresión se mecanizaron unas mordazas cilíndricas en una aleación resistente a alta temperatura. La aleación escogida fue TZM (0.5% Ti, 0.1% Zr, resto Mo), la cual presenta unas características mecánicas de resistencia muy superiores a las del acero a la misma temperatura. Las dimensiones de las mordazas fueron calculadas de modo que se evitase su pandeo; asimismo teniendo en cuenta las dimensiones de las probetas a ensayar la sección de las mordazas garantizaba que éstas trabajasen en régimen elástico, evitando problemas de deformaciones de las mismas. Las mordazas entran directamente en el horno y parte de ellas sobresalen del mismo. En la zona exterior se acoplaron unos soportes de aceros para trabajo en caliente que a su vez iban roscados a unas bases que apoyaban directamente sobre la bancada de la máquina.

Todo el conjunto se diseñó suficientemente alejado de la célula de carga para evitar el calentamiento de la misma. No obstante se añadió un sistema de refrigeración por agua y la práctica experimental demostró que la célula no sufría calentamiento.

Afin de mantener las probetas en ambiente inerte y evitar su decarburación durante la deformación en caliente, se hizo circular una corriente de argón en un tubo de acero que protegaba las mordazas. El sistema de ensayo diseñado y utilizado en el laboratorio puede observarse en la figura 3.7.

Las probetas ensayadas eran cilíndricas (su eje era paralelo a la dirección de laminación) de 11.4 mm de altura y 7.6 mm de diámetro. Con estas dimensiones se comprobó que el abarrilamiento no era excesivo y que las mordazas no se deformaban.

Las máximas velocidades de deformación verdadera alcanzadas con la máquina electromecánica fueron de 0.3, dadas las dimensiones de las probetas y la velocidad máxima del bastidor móvil de la INSTRON (500 mm/min).

Para las velocidades de deformación de 1 y 3 s⁻¹ se utilizó una máquina servohidráulica. Estos ensayos fueron efectuados en el Department of Mining and Metallurgical de McGill

University, Montreal, Canadá. La máquina utilizada fue una MTS con una célula de carga de 25 kN. Para la velocidad de deformación 10 s^{-1} se utilizó un plastómetro por leva del Metals Technology Laboratories CANMET, Ottawa, Canadá.

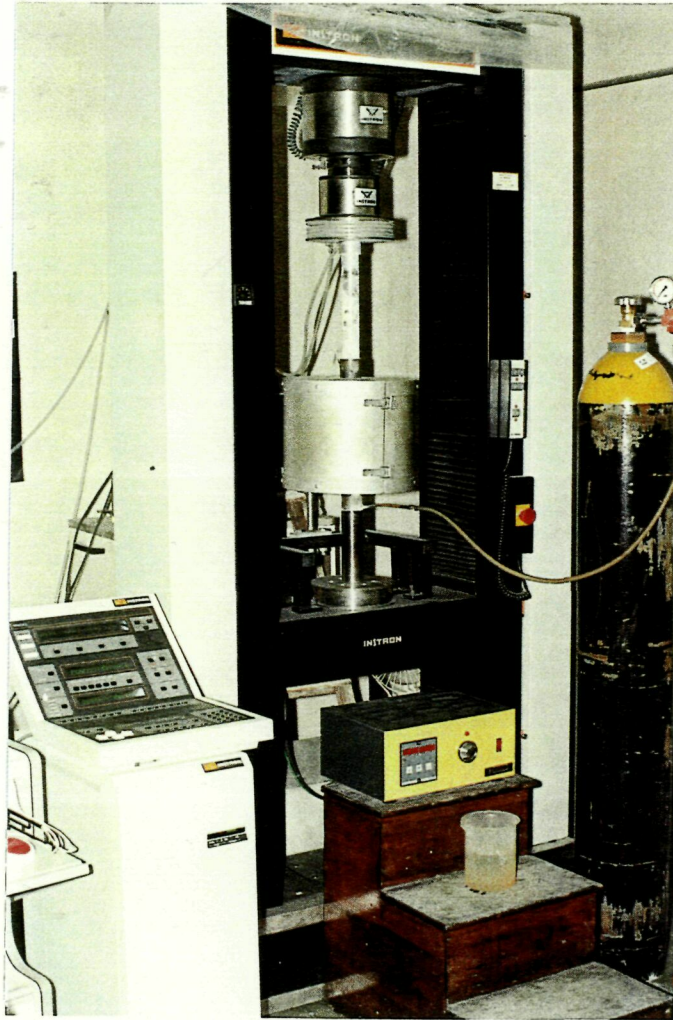


Figura 3.7. Montaje del equipo de ensayo de compresión uniaxial puesto a punto para la realización de la presente tesis.

Para ambos aceros de estudio (acero V y M) se efectuaron ensayos de compresión uniaxial en caliente a velocidad de deformación verdadera constante en un rango de temperaturas entre 1150 °C 900 °C , y el rango de velocidades de deformación escogidos varió entre 10^{-4} y 10 .

Para cada uno de los aceros se efectuaron diferentes series de ensayos y para facilitar la lectura de los resultados obtenidos se utilizara una denominación para cada serie de ensayo efectuado.

- V1200 y M1200: corresponde a la serie de ensayos realizados con una austenización previa a 1200 °C durante 5 min y enfriamiento posterior (2 °C/s) a la temperatura de ensayo justo antes de empezar el ensayo.

- V30min y M30min: corresponde a la serie de ensayos realizados con una austenización durante 30 min a temperatura de ensayo.

-V5min: corresponde a la serie de ensayos realizados con una austenización durante 5min a temperatura de ensayo.

En todos los casos las velocidades de calentamiento fueron de 1 °C/seg.

Cada ensayo se prolongaba hasta una deformación total de $\epsilon = 1$, excepto en el plastómetro, donde la máxima deformación alcanzada fue de $\epsilon = 0.8$. En la Fig. 3.8 se muestra el tipo de la probeta utilizada y su estado final tras el ensayo.

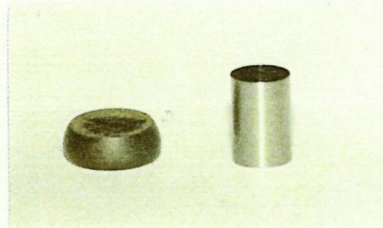


Figura 3.8. Probeta de ensayo de compresión antes y después del ensayo.

Para los ensayos de alta velocidad (i.e. $\dot{\epsilon} > 0.3$) se utilizó nitruro de boro como lubricante, aunque se comprobó que su efecto no era significativo. Para los ensayos de baja velocidad finalmente no se utilizó lubricación, toda vez que se comprobó igualmente, con los distintos lubricantes utilizados (disulfuro de molibdeno, polvo de vidrio) que los resultados no eran apreciablemente diferentes.

Acabado el ensayo las probetas eran templadas tan rápido como se podía (en función del sistema de ensayo, antes de 3 seg. en el sistema electromecánico, y antes de 1 seg. en el resto de sistemas), para el posterior análisis del tamaño de grano.

V-3 Metalografía.

El examen de las estructuras y la determinación del tamaño de grano austenítico se efectuó sobre probetas templadas en agua una vez acabado el ensayo. No obstante en algunas situaciones las probetas no pudieron templarse al quedarse literalmente pegadas con el útil de compresión. El temple en agua permite fijar la estructura a alta temperatura del ensayo y examinar las microestructuras.

La determinación del tamaño de grano austenítico se efectuó por microscopía óptica con ayuda de un sistema de análisis de imagen. Tras desbaste y pulido las probetas se sometían a ataque químico para revelar los bordes de grano austenítico. Los mejores resultados se obtuvieron por ataque en una solución saturada de ácido pícrico (80 cm³) con adición de jabón líquido tipo MISTOL (20 cm³) como agente humectante y ácido clorhídrico (4 gotas de HCl a 35%). El ataque debe efectuarse en caliente (≈ 80 °C) y la superficie de la probeta debe irse limpiando de forma sistemática, con un pincel, por ejemplo, para eliminar la capa pasivante que se produce.

Una vez puesto de relieve el grano austenítico, se observaba y fotografiaba la muestra mediante un microscopio óptico ZEISS (unas tres fotos por muestra) para posteriormente proceder a su medición. A partir de la fotografía se calcaban los bordes de grano sobre una transparencia, que finalmente se utilizaba para la determinación del tamaño de grano.

Para la medición del tamaño de grano se utilizó un analizador de imágenes computerizado, con software MIP (Micron Image Processing). Se determinó el área que ocupaba cada grano y se calculó el diámetro equivalente, obteniéndose las correspondientes distribuciones de tamaño de grano (una media de 300 granos por cada ensayo).

III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Debe notarse que en los ensayos de la serie V1200 y M1200 la microestructura inicial era idéntica para todas las probetas ensayadas (tamaño de grano, fracción de volumen de precipitados y densidad de dislocaciones), mientras que en las demás series de ensayos cada probeta tenía una microestructura diferente a cada temperatura porque la austenización se efectuaba directamente a temperatura de ensayo.