



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO

FACULTAD DE INGENIERÍA

Propuesta de Diseño y Desarrollo de un Instrumento
Didáctico de apoyo en la enseñanza de la Ciencia de
Materiales a estudiantes de Ingeniería Mecánica
utilizando elementos Multimedia Interactivos.
CiMatMedia 2002

TESIS PROFESIONAL

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERO MECÁNICO

P R E S E N T A :

CARLOS VIRGILIO JUÁREZ MARICHE



ASESOR DE TESIS
Dr. Arturo Barba Pingarrón

MÉXICO D.F.

2002

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

FACULTAD DE INGENIERÍA

**Propuesta de Diseño y Desarrollo de un Instrumento
Didáctico de apoyo en la enseñanza de la Ciencia de
Materiales a estudiantes de Ingeniería Mecánica
utilizando elementos Multimedia Interactivos.
CiMatMedia 2002**

TESIS PROFESIONAL

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERO MECÁNICO

P R E S E N T A :

CARLOS VIRGILIO JUÁREZ MARICHE



**ASESOR DE TESIS
Dr. Arturo Barba Pingarrón**

MÉXICO D.F.

2002

*A Mamá, por su infinito amor y
paciencia, por ser mi mejor maestro y por permitirme descubrir
cuán bella es la vida y lo importante que es el
percatarse de ello.*

*A Papá, por su bondad y nobleza, y por ser mi mejor amigo,
con quien he compartido muchos momentos inolvidables,
comprendiendo que la vida siempre será mejor con una sonrisa.*

*A Ambos, les agradezco todo lo que me han dado todos estos
años y les dedico el presente trabajo, con el cual, se cierra un
capítulo muy importante en mi vida.*

De una manera muy especial, quiero agradecer al Dr. Arturo Barba Pingarrón, entrañable amigo y compañero, de quien en todos estos años he aprendido mucho y a quien tengo en muy alta estima por ser una persona excepcional.

Del mismo modo, hago extensivo mi agradecimiento a mis sinodales, por sus comentarios al presente trabajo y por su incansable labor como profesores de esta facultad.

*Ing. Ubaldo Eduardo Márquez Amador
M.I. Javier Cervantes Cabello
Ing. Jesús Roviroza López
Ing. Eduardo Garduño*

Mi reconocimiento al Ing. Antonio González Hernández por la ayuda y asistencia prestada para esta obra.

ÍNDICE

	Página.
Objetivo	1
Introducción	2
I. Reflexiones Sobre la Enseñanza de la Ciencia e Ingeniería de Materiales en México	4
II. Multimedia y Nuevas Tecnologías en los Procesos de Enseñanza-Aprendizaje. Algunas Consideraciones	9
III. Propuesta Multimedia	24
 Presentación del núcleo de información:	
Capítulo 1. Elementos de Solidificación	37
Capítulo 2. Generalidades sobre Recuperación y Recristalización	77
Capítulo 3. Aleaciones Fe-C. Fundamentos de sus Transformaciones de Fase.....	98
Capítulo 4. Fundamentos de los tratamientos Térmicos del acero	131
IV. Conclusiones	176
V. Referencias y Bibliografía	178

Objetivo.

Proponer el diseño y desarrollo de un instrumento didáctico de apoyo en la enseñanza de la Ciencia de Materiales a estudiantes de Ingeniería Mecánica utilizando elementos multimedia interactivos para tal efecto.

Introducción.

El trabajo que a continuación se presenta, y que lleva nombre: CiMatMedia 2002 (Ciencia de Materiales en Multimedia 2002), desarrolla la propuesta de diseño y aplicación de un instrumento didáctico de apoyo en la enseñanza de la Ciencia de Materiales a estudiantes de Ingeniería Mecánica utilizando elementos multimedia interactivos para tal efecto. Al mismo tiempo se presenta una cuidadosa selección del contenido de los temas que constituyen la sustancia de este documento. En principio, se abordarán algunos aspectos de la situación actual del proceso enseñanza-aprendizaje en cuanto a los elementos didácticos apoyados en las nuevas tecnologías y su uso en las aulas en México y particularmente en la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional Autónoma de México con respecto a la enseñanza de la Ciencia de Materiales. Posteriormente, se presentan las características principales que dan forma y figura a los elementos multimedia aplicados a la educación, el cómo y porqué de ellos, así como una breve revisión de la historia de los mismos.

Una vez expuesto lo anterior, se da paso a la propuesta de estructuración del cuerpo de información que se manejará para el contexto de la Ciencia de Materiales en este trabajo, los temas propuestos, las actividades y/o los elementos multimedia interactivos a emplearse, para finalizar con los resultados que hasta el momento se han obtenido al aplicar todos estos elementos y las reflexiones pertinentes.

Actualmente y como resultado del efecto de globalización que día con día se hace más patente en todo el mundo, diversos sectores de nuestra sociedad se han visto, en diversas formas afectados, a razón de poder estar a la vanguardia en la tecnología, siendo una realidad palpable y de la cual no es posible abstraerse ya que forma en todo momento parte de la cotidianidad de nuestras vidas. Desde los sectores de producción industrial hasta las formas de comercialización han tenido que hacer propias las nuevas propuestas tecnológicas, nos hemos maravillado del uso y procesamiento de la información, las comunicaciones y los logros médicos que no serían imaginables sin los adelantos actuales, sin hacer de lado todas las especulaciones que esto conlleva, así como la ya conocida controversia que a la par del desarrollo tecnológico se ha generado en diversos campos del conocimiento, como el relacionado con la cuestión de la ética en el desarrollo de los adelantos en el genoma humano y la clonación siendo parcos al mencionarlo sólo como un ejemplo de muchos que encontramos hoy en día.

Pero ¿qué hay respecto a la forma en la que se enseña y adquiere todo este nuevo conocimiento?. Es bien sabido que toda innovación surgida en los campos de la sapiencia humana, tiene un fuerte y basto bagaje de conocimientos básicos y no tan básicos que han sido la plataforma desde la cual fue posible partir para idear nuevos conceptos que derivaran en nuevas tecnologías y descubrimientos.

Así pues, se tiene que dar un tono prioritario a la forma en la cual se enseña en aulas y escuelas. No se pueden y no se deben desdeñar las posibles y las actuales aplicaciones que ya se están dando en el campo de la enseñanza-aprendizaje a las nuevas generaciones al implantar nuevas vías de enseñanza, ya que de no atender a los cambios que en materia de educación se están y se deben gestar tanto en los contenidos como en las formas nos veremos inmersos en un rezago educativo con respecto a otros países que nos condicionará a lo que dicten los más adelantados en estos aspectos en vez de estar a la zaga de las nuevas fronteras del conocimiento.

La aportación más importante de CiMatMedia 2002 se dará en el terreno del diseño de un CD con elementos multimedia interactivos y software didáctico, donde pueden darse las aportaciones que logren aplicaciones de estos sistemas al aprendizaje cada día más efectivas. Aportaciones que pueden ser menos espectaculares que la duplicación de la capacidad de almacenamiento y la de reducir el tiempo de espera, pero que pueden ser más productivas en la aplicación a situaciones reales de los sistemas de enseñanza.

Hay que tener presente que se trabajará en todo momento atendiendo las necesidades que presentan los estudiantes de ingeniería en cuanto al proceso enseñanza - aprendizaje que desarrollan en un aula de clases y sobre las materias ligadas a la Ciencia y Materiales tomando como base algunos elementos temáticos ya estructurados en cuanto al cuerpo de la información que se manejará, teniendo como meta final la creación de un artículo didáctico aplicable a las clases y fuera de ellas, y que va más allá de una mera presentación multimedia, en la cual sólo se da un simple botón para acceder a la información y que deja completamente de lado la interactividad del usuario con la estructura del sistema multimedia interactivo. Del mismo modo, también se tomará en cuenta el que el alumno tenga la opción de acceder al conocimiento sin los lastres de espacio - tiempo ya conocidos por todos en las clases y que pueda hacer uso de elementos autodidácticos para apoyar su aprendizaje.

I. REFLEXIONES SOBRE LA ENSEÑANZA DE LA CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES EN MÉXICO.

El profesional de la Ingeniería, en sus diversas ramas, participa en funciones tales como la fabricación de diversos productos, el mantenimiento de equipos e instalaciones, el diseño de plantas y componentes, la distribución y almacenamiento de partes y elementos y/ó el control de calidad de las piezas fabricadas y, en todas ellas, debe seleccionar, dar forma, evaluar, modificar, recubrir, almacenar y/ó transportar una amplia gama de materiales.

Actividades como la selección de materiales, que constituye una parte importante en el proceso de diseño, por ejemplo, de un componente mecánico o en la determinación del material más adecuado para fabricar un recipiente para el almacenamiento de una sustancia químicamente agresiva, han venido variando de una manera continua. Piénsese, por ejemplo que hace no muchos años, una selección lógica hubiese apuntado hacia un acero común para el componente mecánico y un acero inoxidable para el caso del recipiente. Hoy, sin embargo, existe una variedad de opciones que incluyen no solamente a los metales, sino, alternativamente pueden encontrarse opciones en el caso de materiales cerámicos, polímeros y materiales compuestos, que pueden cumplir con las propiedades deseadas y competir, de modo ventajoso, en sus costos. Este ejemplo sirve como referencia para insistir, por un lado, en el hecho de que las labores propias de la ingeniería están fuertemente asociadas con los materiales y, por otro, que esta relación es muy dinámica dado el acelerado cambio que se presenta en el desarrollo y mejora de dichos materiales. De aquí que, tanto el profesional de la ingeniería como el futuro ingeniero que se prepara en las instituciones educativas, debe confrontarse en el ámbito de los materiales, con planes y programas de estudio actualizados y flexibles y con un curso de actualización que les permitan mantenerse al día de los cambios que se van sucediendo, a fin de poder enfrentar con mejores elementos, los retos que en este campo se les presentarán durante su desempeño profesional.

En el contexto mexicano los retos son formidables. México es un país con poco más de 97 millones de habitantes (datos del año 2000) donde cerca de 60 % de ellos se encuentran en condiciones de pobreza y poco más de 35 %, en situaciones de pobreza extrema. En esta realidad, existe un número bastante reducido de científicos e ingenieros dedicados al ámbito de los materiales (en proporción a la población del país), en el que, sin embargo, participan activamente diversos grupos que desarrollan labores de docencia e investigación, fundamentalmente en el terreno de los metales (principalmente los aceros) y, en menor medida, en el campo de los polímeros. De manera más incipiente, también se llevan a cabo estudios e investigaciones en torno a los materiales cerámicos y los materiales compuestos. El número de investigadores en el país en estos campos ha venido creciendo lentamente y, se ha venido produciendo, también lentamente, la descentralización de la labor de investigación (aún alrededor de la mitad de la investigación se produce en instituciones del área metropolitana de la ciudad de México). No existe aún una tradición sólida en las relaciones entre las universidades e instituciones de investigación y la industria, de modo que, en su mayoría, la financiación de proyectos (por cierto muy insuficiente en cantidad, dada la variedad de proyectos que solicitan fondos y las urgentes necesidades del país), proviene de fondos públicos.

En este contexto, es claro que la actualización del profesional de la ingeniería, pero sobre todo, la integral y adecuada preparación de los futuros ingenieros en el campo de los materiales tomando en cuenta la situación que vive el país, resulta de enorme importancia si se desea que colaboren a aminorar, en la mayor medida posible, las muy urgentes carencias y necesidades del país.

En relación con las instituciones nacionales de enseñanza que incluyen en la currícula de sus carreras de ingeniería, cursos sobre Materiales, resulta difícil caracterizarlas de modo homogéneo. Habitualmente, en un gran número de las Universidades del país, se contemplan de uno a dos cursos de Ciencia, Tecnología e/ó, Ingeniería de Materiales, de un semestre de duración, cada uno acompañado por su correspondiente Laboratorio, donde comúnmente se imparten de 5 a 15 sesiones de prácticas por semestre. En algunas de estas entidades puede aparecer algún curso optativo, en los últimos semestres, referido a temas relacionados con Materiales (por ejemplo Metalurgia Mecánica, Tratamientos Térmicos, Selección de Materiales, Deterioro de Materiales, etc.). Cabe mencionar que en un número reducido de estas Instituciones se dictan programas de Postgrado de Materiales. Por otra parte, son varias las Universidades que no cuentan con un laboratorio de Materiales formal, suficientemente dotado para poder impartir las sesiones de prácticas correspondientes, en tanto en otras, esto es una realidad. Comúnmente, los grupos para las sesiones de laboratorio oscilan entre 5 y 15 alumnos, lo que en muchas ocasiones complica la adecuada impartición de estas sesiones.

Los programas de las asignaturas de Materiales para Ingeniería intentan cubrir todos los grupos habituales de materiales, partiendo del conocimiento del ordenamiento de los átomos (estructura), relacionándolo con sus propiedades y comportamiento y ligando todo lo anterior con los procesos mediante los cuales se pueden manufacturar una enorme variedad de productos. También se revisan los posibles problemas que pueden aparecer durante su aplicación (corrosión, desgaste, etc.) y las estrategias para evitarlos en la medida de lo posible. La impartición de estos temas en varias de las instituciones que brindan carreras de ingeniería, se proponen en sólo un semestre, por lo cual resulta prácticamente imposible cubrir con algún nivel de profundidad, los contenidos de los temarios planteados. Aun en dos semestres es un reto formidable el conseguir esta meta a plenitud. En estas condiciones, el complementar la formación de los estudiantes en este campo en términos de la ya mencionada relación entre los materiales, la vida diaria y la práctica de la ingeniería, es un requerimiento por demás necesario y conveniente, donde la contribución de las revistas de divulgación científica y los artículos periodísticos al proceso enseñanza – aprendizaje resulta un factor de gran ayuda ya que muchas veces se presenta la falta de otro tipo de materiales didácticos diseñados exprofeso para la enseñanza de la Ciencia de Materiales a estudiantes de Ingeniería.

Utilización de Textos de Divulgación Científica.

Cabe mencionar, inicialmente, que la aparición de artículos de divulgación científica de temas relacionados con los materiales en una variedad de revistas en español, es esporádica y ocasional. Conviene aclarar, asimismo, que en esas mismas revistas, se encuentran dos tipos de informaciones. Una de ellas, son las notas breves que en unas cuantas líneas, destacan avances novedosos y recientes en diversos campos, las cuales en todo caso, consiguen llamar la atención de los lectores pero que resultan insuficientes para pensar en su uso para la docencia.

El segundo tipo de información se refiere a artículos sobre un tema específico, escritos en un lenguaje accesible y tratados a un nivel de profundidad apropiado. En estos artículos se trata una amplia variedad de temas y visiones ligadas a aspectos tales como la historia de los elementos y sustancias químicas, la descripción de características, propiedades y aplicaciones de nuevas variantes sobre materiales y de nuevos procesos de tratamiento, elaboración y modificación de materiales. Es decir, en estos artículos se tratan temas concretos que pueden estar ligados a algunas de las partes que forman el contenido de las asignaturas de Materiales y Procesos de Manufactura de Materiales.

Es así que se utilizan ciertos textos en temas tales como dislocaciones, vidrios metálicos, solidificación rápida, aleaciones súper plásticas, materiales con memoria de forma, cerámicos avanzados, materiales para implantes, enlaces químicos, forja, procesado continuo de metales, tecnologías de bombardeo iónico, corrosión de materiales metálicos, materiales compuestos y sus aplicación en aeronáutica, etc. Esta información, en muchas ocasiones, es un valioso auxiliar para complementar y actualizar de una manera apropiada la enseñanza de una variedad de temas de los cursos de materiales. Usualmente, se solicita a los alumnos que lean algunos de los artículos, hagan una síntesis, emitan una opinión y respondan a una serie de preguntas relacionadas con el tema del artículo o bien se incluye alguna pregunta relacionada con el texto leído en los exámenes parciales o se pide a los estudiantes que preparen una breve exposición oral sobre el artículo en cuestión. Sin embargo, cabe señalar que existe aún poca información disponible en español sobre temas de materiales en las pocas revistas de divulgación científica disponibles.

En el caso de México, existe un grupo más de pequeños textos de divulgación científica sobre una amplia variedad de temas, que se han reunido en una colección denominada: "*La ciencia para todos*", coeditada por el Fondo de Cultura Económica (FCE), la Secretaría de Educación Pública (SEP) y el Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT). Algunos de estos libros se dedican a temas ligados a materiales, pudiéndose mencionar títulos como: "*Más allá de la Herrumbre I, II y III*", "*Acero*", "*Los Materiales de la Civilización*", "*Los Materiales y el Hombre*", "*Arcillas, el barro Noble*", "*Vidrio*" y "*Superconductores*".

El empleo de artículos de divulgación científica en idioma inglés también son de utilidad aunque conviene aclarar que hay una mayor actitud de rechazo por parte de muchos estudiantes. Una ventaja de los artículos en español es que, en muchas ocasiones, son elaborados por investigadores iberoamericanos o mexicanos, lo que los hace más acordes al entorno nacional o latinoamericano y, por ende, más cercano a los alumnos.

Sería bueno en un futuro cercano, elaborar un *Cuaderno de Lecturas Selectas* que incluya un grupo de artículos representativos y básicos provenientes de revistas de divulgación que periódicamente se fuese renovando con la sustitución y/o adición de nuevos artículos y que se puede constituir, sin duda, en un material de uso didáctico de apoyo a los profesores del área.

Es claro pues, que la principal ventaja del uso de estos materiales es la posibilidad de que los estudiantes puedan profundizar en temas específicos del curso, a través de un lenguaje accesible, tomando en cuenta el contexto nacional, en un texto al que es viable tener acceso con cierta facilidad. Aunque el número de temas y textos disponibles en español se ha incrementado, aún es insuficiente en temas alusivos a materiales y será un campo de trabajo que puede resultar interesante para que los investigadores y divulgadores dirijan esfuerzos en ese sentido.

Empleo de Materiales Periodísticos.

En los diarios de circulación nacional en ocasiones aparecen escritos y notas relacionadas con la divulgación de la ciencia. Si el periódico en cuestión incluye una sección de ciencia, ocasionalmente aparecen textos en forma de reportajes, entrevistas, fotografías, etcétera, relacionadas con temas de materiales, por lo que su posible uso en la labor docente no es tan frecuente, aunque cuando aparecen pueden aportar un conocimiento actualizado e interesante para los estudiantes.

Otro tipo de información que, con mayor periodicidad aparece en los diarios es la nota breve (en otras secciones del periódico) que reportan situaciones tales como el estado financiero de empresas o bien notas tales como la repercusión de medidas o situaciones económicas que acontecen a nivel nacional e internacional (que pueden provenir de autoridades u organismos a nivel nacional o internacional) que sin duda, pueden afectar el funcionamiento de las plantas industriales.

Resulta evidente que la utilización de materiales periodísticos en la enseñanza de materiales completa y enriquece el proceso de aprendizaje de los estudiantes al permitir asociar aspectos y conocimientos técnicos que adquirieron en el aula, con realidades de la industria y el acontecer nacional, lo cual les permite completar la visión del uso y procesamiento de los materiales así como su relación con la situación económica al tiempo que se valoran los problemas que se pueden derivar de una inapropiada transformación y manufactura, permitiéndoles además, contrastarlo con las nuevas propuestas de procesamiento que se aplican en otros sitios del mundo.

Es conveniente reflexionar sobre las ventajas y limitaciones del texto periodístico. En principio, la oportunidad de la nota de señalar y reflejar circunstancias específicas de una situación concreta, resulta una ventaja digna de mención, pues ello no es viable, ni es el objetivo de un libro de texto o un artículo de divulgación, en segundo término, el que dicha nota, contribuye a “contextualizar” el conocimiento y a ubicar a los alumnos, con mayor detalle, en la relación del conocimiento científico y tecnológico con el contexto social.

Sin embargo, como limitante tenemos que en muchas ocasiones, la nota periodística contiene errores de contexto, de carácter técnico o insuficiencias e inexactitudes en datos o interpretaciones y ello puede dar lugar a confusiones en los alumnos. Para ello, resulta recomendable que quienes tienen a su cargo la redacción de las notas, cuide con mayor esmero la forma, las fuentes y los datos que constituirán la posterior nota periodística.

El uso de recursos de la Internet y las Revistas Electrónicas.

En este sentido, las principales formas en las cuales se usa este medio, es el uso de la información que las empresas presentan en sus respectivas páginas WEB, la visita a los diversos sitios de las universidades y centros de investigación que desarrollan actividades en el área de materiales y que han elaborado una serie de herramientas didácticas que incluyen animaciones, video clips, imágenes de microscopía óptica y electrónica e incluso, ejercicios que permiten complementar varios de los temas de Ciencia de Materiales, de una forma interesante y atractiva para los estudiantes.

Ya se comienza a apreciar la incidencia que están teniendo las revistas electrónicas en cuanto a la forma en la que se presenta la información y la disponibilidad “permanente” al estar en la red. Dichas revistas, tratan temas referentes a los materiales y existen ya algunas que se encargan tan solo de este campo de estudio. En muchos casos se sigue procesando y editando la información en medios tradicionales (publicación en papel) para después “cortar y pegar” en una página WEB, lo cual representa un desperdicio de los medios multimedia disponibles en línea. Este tipo de publicaciones de divulgación científica deben de explorar y explotar todas aquellas herramientas didácticas que presenten de una forma atractiva y entretenida, pero a la vez objetiva, la información expuesta. En la internet no existe una regla para lo anterior y es aquí donde estriba la mayor ventaja pues se tiene un entorno libre para trabajar y dar rienda suelta a todas aquellas ideas que en ocasiones por costos y espacios no es posible llegar a concretar en las publicaciones tradicionales.

Así pues, la posibilidad de intercambio de datos, opiniones y experiencias que este medio permite actualmente, derriba varias de las barreras espacio temporales y nos pone (metafóricamente hablando), en el mismo escritorio del investigador que publica cierta información en la red, logrando incluso sostener un diálogo en tiempo real. Es importante destacar que actualmente, este tipo de tecnología ya se encuentra presente y disponible en nuestro país, siendo nuestra responsabilidad el obtener el mayor provecho de ello. No podemos hacer de lado el gran recurso que representan las nuevas tecnologías por el simple “temor” a lo nuevo o a lo desconocido, pues bastará con ir implantado dichas tecnologías en nuestros entornos de enseñanza-aprendizaje para hacerlas propias.

II. MULTIMEDIA Y NUEVAS TECNOLOGÍAS EN LOS PROCESOS DE ENSEÑANZA – APRENDIZAJE. ALGUNAS CONSIDERACIONES.

1. Nuevas Tecnologías en los Procesos de Enseñanza-Aprendizaje

Hay que dejar claro que el capítulo que a continuación se desarrolla no tiene la pretensión de analizar en profundidad las posibilidades que las Nuevas Tecnologías (NT) pueden jugar en la enseñanza y la educación. Ello sería objeto por sí sólo de otro estudio sumamente basto y del cual ya se ha escrito a raudales. Tan sólo se realizarán algunas reflexiones dignas de ser mencionadas.

Parece contradictorio comenzar a hablar de NT como el video interactivo, la tele- conferencia, o los multimedia, cuando todavía se están realizando las primeras experiencias de introducción de los medios, video e informático, en países en vía de desarrollo como el nuestro. Esto nos introduce en un nuevo problema, y es que, como siempre, los alumnos llegarán a conocer las posibilidades de estas tecnologías fuera del contexto escolar, existiendo de nuevo una rivalidad entre los conocimientos adquiridos fuera de la escuela, con medios más llamativos y los adquiridos en las clases, con instrumentos tradicionales y que posiblemente sean menos atractivos y más aburridos.

Hay que ser conscientes de que las NT requieren un nuevo tipo de alumno. Alumno más preocupado por el proceso que por el producto, preparado para la toma de decisiones y elección de su ruta de aprendizaje. En definitiva, preparado para el autoaprendizaje, lo cual abre un desafío a nuestro sistema educativo, preocupado por la adquisición y memorización de información, y la reproducción de la misma en función de patrones previamente establecidos. En cierta medida estos nuevos medios, reclaman la existencia de una nueva configuración del proceso didáctico y metodológico tradicionalmente usado en los centros de enseñanza, donde el saber no tenga porque recaer en el profesor, y la función del alumno no sea la de mero receptor de información.

Ello plantea un cambio en los roles tradicionalmente desempeñados por las personas que intervienen en el acto didáctico, que llevan al profesor a alcanzar dimensiones más importantes, como la del diseño de situaciones instruccionales para el alumno, y tutor del proceso didáctico.

Lo ya comentado nos lleva a plantear que las NT aportan un nuevo reto al sistema educativo, y es el pasar de un modelo unidireccional de formación, donde por lo general los saberes recaen en el profesor o en su sustituto, el libro de texto, a modelos más abiertos y flexibles, donde la información situada en grandes bases de datos, tiende a ser compartida entre diversos alumnos. Por otra parte, se rompe la exigencia de que el profesor esté presente en el aula, y tenga bajo su responsabilidad un único grupo de alumnos.

Esto último nos lleva a destacar que las NT tienden a romper el aula como conjunto arquitectónico y cultural estable. El alumno puede interaccionar con otros compañeros y profesores que no tienen por qué estar situados en su mismo contexto espacio temporal.

No hay que olvidar que frente a los modelos tradicionales de comunicación que se dan en nuestra cultura escolar: profesor-alumno, alumno-profesor, alumno-alumno, medio-alumno; algunas de las NT generan una nueva posibilidad: alumno-medio-alumno. O, dicho en otros términos, la interacción entre los estudiantes de diferentes contextos culturales y físicos se produce gracias a un medio que hace de elemento intermedio, como por ejemplo en el correo electrónico.

En este caso del correo electrónico, otros países cuentan con experiencias en la escuela, donde los alumnos pueden intercambiarse información y dejarse mensajes en sus buzones, para la realización de trabajos colectivos, lo cual, poco a poco, se vuelve una constante en algunos sectores del sistema educativo mexicano.

El papel que las NT pueden jugar en el aprendizaje se ha justificado también, por el número de sentidos que pueden estimular, y la potencialidad de los mismos en la retención de la información. Diversos estudios ya clásicos, han puesto de manifiesto, como se recuerda el 10% de lo que se ve, el 20% de lo que se oye, el 50% de lo que se ve y oye, y el 80% de lo que se ve, oye y hace. O dicho en otros términos, algunas de las NT son perfectas para propiciar la retención de la información, como los multimedia, que combinan diferentes sistemas simbólicos, y los interactivos, donde el alumno además de recibir la información por diferentes códigos tiene que realizar actividades.

Esta posibilidad que ofrecen de romper los contextos físicos tradicionales de aprendizaje, lleva a que las NT faciliten la adquisición de información a un número determinados de personas, que bien no pudieron continuar sus estudios en su momento, o por el contrario desean actualizarse o reciclarse. Ello nos lleva a señalar que contextos educativos apropiados para las NT son la educación a distancia y la formación ocupacional.

Tenemos que ser conscientes que las NT exigen nuevos modelos de estructuras organizativas de los centros de enseñanza. Como apuntamos en su momento "Duarte y Cabero, 1993" [1], el modelo de organización del centro de enseñanza, no sólo va a condicionar el tipo de información transmitida, valores y filosofía del hecho educativo, sino también cómo los materiales se integran en el proceso de enseñanza-aprendizaje, las funciones que se le atribuyen, espacios que se le conceden, etc.

No se debe caer en el error, como anteriormente se cayó con otros medios en boga, en pensar que automáticamente las NT superan a las anteriores. Sin entrar, pues es asumido por todos, que los medios son exclusivamente unos elementos curriculares más, y que las posibilidades que tengan no les vienen de sus potencialidades técnicas, sino de la interacción de una serie de dimensiones: alumnos, profesor, contexto.; tenemos que tener claro, que las NT no vienen a sustituir a otras más tradicionales, sino que más las complementan. Un ejemplo, es el de aquellos medios, cuya base son el lenguaje abstracto como el verbal, que si los medios audiovisuales tendieron a reemplazarlos, las NT tienden a revitalizarlos.

Antes de adoptar las nuevas tecnologías, debemos también reflexionar sobre sus limitaciones e inconvenientes, que sin lugar a dudas las tienen. Y por último, que si es bien cierto que tenemos algunos datos, respecto a la adaptación de los medios a la lección, a tareas de aprendizaje y a las diferencias psicológicas individuales; también lo es, que nos falta una síntesis integradora que nos ayude a darles cierto valor curricular a dichos medios.

1.1. *Multimedia en los Procesos de Enseñanza-Aprendizaje.*

El término multimedia resulta ya familiar y es frecuente leer cosas sobre las posibilidades que ofrece su uso en los procesos de enseñanza-aprendizaje. Multimedia suele presentarse como el último avance que, propiciado por la evolución y expansión de los medios electrónicos viene a resolver algunos de los problemas que tiene planteada la enseñanza. Sin embargo, el término no resulta nuevo para las ciencias de la educación: el convencimiento de la importancia de la comunicación multisensorial en el proceso didáctico, el principio didáctico de la redundancia y la reflexión que ha acompañado a cada aparición de un nuevo medio, han hecho que si no el término (que también), al menos el concepto sea usual en los centros educativos.

Tecnología Educativa.

Más que analizar en qué consiste o en las configuraciones tecnológicas, aquí nos centraremos en las posibles aplicaciones de los sistemas multimedia a los procesos de enseñanza-aprendizaje. Si concebimos el aprendizaje como un proceso comunicativo, como una actividad interpersonal, concluiremos que además de su componente verbal incluye otro tipo de relaciones. Y en relación a ellas, alcanzan un lugar preferente los medios didácticos que tienden a configurar situaciones reales de comunicación cada día más sofisticadas. Esta tendencia se evidencia notablemente en el conjunto de los medios didácticos que se configuran como sistemas de instrucción (en contraposición a los medios considerados como ayudas instructivas, que por su propia naturaleza no buscan este tipo de situaciones comunicativas), entre los que destacan los llamados sistemas multimedia. Estos sistemas tienen ante sí el reto de responder a la impredecibilidad y a la interacción de toda situación comunicativa humana.

2. *¿Qué se entiende hoy por multimedia?*

Multimedia se ha convertido en la palabra talismán de los últimos años en el campo de los medios de aprendizaje. Aunque el término no es nuevo en el campo educativo, lo parece por haber ido adquiriendo ciertas connotaciones en el campo de los iniciados de las nuevas tecnologías de la información, que ha hecho que los profesionales de la educación tengan la sensación de encontrarse ante algo totalmente nuevo.

En la actualidad multimedia puede significar muchas cosas, dependiendo del contexto en que nos encontremos y del tipo de especialista que lo defina. En un tiempo multimedia se refería por lo general a presentaciones de diapositivas con audio, también ha designado a aquellos materiales incluidos en kits o paquetes didácticos; etc.

Sin embargo, multimedia de hoy suele significar la integración de dos o más medios de comunicación que pueden ser controlados o manipulados por el usuario vía computadora "Bartolomé, 1994" [2]. En rigor, el término multimedia es redundante, ya que 'media' es en sí un plural, por ello hay autores que prefieren utilizar el término hipermedia en vez de multimedia "Jonassen, 1989" [3]; "Ralston, 1991" [4]; "Salinas, 1994" [5].

Hipermedia sería simplemente un hipertexto multimedia, donde los documentos pueden contener la capacidad de generar textos, gráficos, animación, sonido, cine o vídeo en movimiento. Así, multimedia es una clase de sistemas interactivos de comunicación conducido por una computadora que crea, almacena, transmite y recupera redes de información textual, gráfica visual y auditiva "Gayesky, 1992" [6].

Multimedia se refiere normalmente a vídeo fijo o en movimiento, texto, gráficos, audio y animación controladas por computadora. Pero esta integración no es sencilla. Es la combinación de hardware, software y tecnologías de almacenamiento incorporadas para proporcionar un entorno multisensorial de información.

Por su propia naturaleza, el ámbito de los multimedia no se ha asentado todavía y se producen continuas discusiones y reflexiones. Estas pueden girar en torno a las diferentes tecnologías necesitadas para crear, almacenar y ofrecer las presentaciones.

El fuerte desarrollo que está experimentando el multimedia actualmente es fruto de los avances tecnológicos en:

- Software de desarrollo de aplicaciones multimedia. Fundamentalmente descubrimiento y desarrollo de los sistemas de hipertexto y de hipermedia, y la aparición de sistemas de autor interactivo, así como algoritmos de comprensión.
- El hardware de desarrollo. Fundamentalmente ligado al tema del almacenamiento: la llegada de los discos ópticos con grandes capacidades de almacenamiento de grandes cantidades de datos ordenados, así como imágenes de vídeo y audio, ha sido crítica para el desarrollo multimedia.
- Dispositivos periféricos multimedia. Amplían el rango de usuarios, al hacer más fácil la interacción entre usuario y la computadora.

La mayor parte de aportaciones en el terreno de los multimedia suele referirse, sin embargo, a los dos últimos aspectos (discusión sobre las tecnologías digitales, el almacenamiento, la velocidad de respuesta, las formas de presentación, etc..)

3. Componentes de un sistema multimedia.

Una de las características diferenciadoras de los sistemas hipermedia es su flexibilidad para adaptarse a las necesidades de diferentes aplicaciones. Esta flexibilidad viene determinada tanto por aquellos rasgos inherentes a los sistemas hipermedia, como por las vías mediante las que autores y usuarios interaccionan con dichos sistemas.

Ambos, rasgos o elementos de hipermedia y formas de interacción del usuario con el sistema, determinarán tanto las posibilidades que hipermedia presenta de cara a la mejora del aprendizaje, como los aspectos a considerar en el diseño de los propios materiales.

A la hora de describir los elementos que conforman cualquier sistema multimedia podemos toparnos con distinta nomenclatura, distinta estructuración, etc.. dependiendo de los sistemas de autor en que se sustente. En general podemos referirnos a cuatro elementos básicos de la base hipermedia: nodos, conexiones o enlaces, red de ideas e itinerarios:

- a) **Nodo:** Es el elemento característico de Hipermedia. Consiste en fragmentos de texto, gráficos, vídeo u otra información. El tamaño de un nodo varía desde un simple gráfico o unas pocas palabras hasta un documento completo y son la unidad básica de almacenamiento de información. La modularización de la información permite al usuario del sistema determinar a que nodo de información acceder con posterioridad.
- b) **Conexiones o enlaces:** Interconexiones entre nodos que establecen la interrelación entre la información de los mismos. Los enlaces en hipermedia son generalmente asociativos. Llevan al usuario a través del espacio de información a los nodos que ha seleccionado, permitiéndole navegar a través de la base de información hipermedia. Pueden darse distintos tipos de conexiones: de referencia (de ida y vuelta), de organización (que permiten desenvolverse en una red de nodos interconectados), un valor, un texto, hay conexiones explícitas e implícitas, etc...
- c) **Red de ideas:** Proporciona la estructura organizativa al sistema. La estructura del nodo y la estructura de conexiones forman una red de ideas o sistema de ideas interrelacionadas o interconectadas.
- d) **Itinerarios:** Los itinerarios pueden ser determinados por el autor, el usuario / alumno, o basándose en una responsabilidad compartida. Los itinerarios de los autores suelen tener la forma de guías. Muchos sistemas permiten al usuario crear sus propios itinerarios, e incluso almacenar las rutas recorridas para poder rehacerlas, etc.. Algunos sistemas graban las rutas seguidas para posteriores revisiones y anotaciones.

Junto a los elementos que conforman la base de información hipermedia, las vías mediante las cuales autores y usuarios interaccionan con los sistemas constituyen el otro gran grupo de características que inciden en la potencialidad que puede presentar un sistema hipermedia de cara al aprendizaje. Podemos hablar aquí de dos elementos del sistema multimedia que determinarán como se realiza esta interacción. Es decir, la interfaz con el usuario y al control de navegación.

- La interface de usuario constituye la forma en se establece la interacción con el alumno, la interacción hombre-máquina. Además es responsable de la presentación de los distintos nodos, y de recoger las acciones y respuestas de los alumnos.
- El Control de navegación constituye el conjunto de herramientas puestas al servicio de los distintos sujetos del proceso para ordenar y posibilitar el intercambio de información. Para ello reconoce las acciones del alumno, controla el nivel de acceso (a que nodos tiene acceso y a cuales no) y proporciona información de las acciones del alumno al sistema tutor (sea este el profesor de la sala, un tutor a distancia o un sistema de tutor inteligente).

Ambas determinan de alguna manera las formas que afectan a la interacción: la interactividad y control del usuario; la existencia de un entorno constructivo, y la estructura que presenta hipermedia, relacionada directamente con el sistema de autor.

Interactividad y control del usuario.

Hipermedia permite determinar al usuario la secuencia mediante la cual acceder a la información. Puede, también, añadirla o introducirla haciéndolo más significativo para él (colaboración); y le permite, también, construir y estructurar su propia base de conocimiento. El nivel del control del usuario varía con el sistema y sus propósitos. Pero, en general, el usuario controla, en base a una continua y dinámica interacción, el flujo de la información: Puede acelerar / desacelerar, cambiar de dirección, ampliar los horizontes de su información, argüir /combatir, etc...

Entorno constructivo.

Los sistemas hipermedia proporcionan herramientas flexibles de navegación. Algunos de estos sistemas se han convertido en entornos de autor y son utilizados para crear materiales de instrucción basados en la computadora para contener las anotaciones personales o la organización de la información, para la comunicación con lo semejante,...

También son usados como herramienta de aprendizaje cognitivo para la organización y el almacenamiento de la base de conocimiento de los propios usuarios. Desde esta perspectiva una concepción amplia de hipermedia lo concebiría como un entorno de software para construir o expresar conocimiento, colaboración o resolver problemas.

Estructuras de Hipermedia.

Uno de los momentos más importantes en la creación de materiales hipermedia es decidir cómo y cuánto estructurar la información. La variabilidad de las aplicaciones exige la existencia de diferentes estructuras de acceso e información.

- *Hipermedia no estructurado*, en cuya estructura nodo-conexión sólo son utilizadas las conexiones referenciales. Dos nodos están conectados al contener un nodo una referencia a la información contenida en el otro. Proporciona acceso aleatorio desde cualquier nodo a otro con el que esté conectado. La mayor tarea, en relación al diseño, es identificar los conceptos o fragmentos de información indicados y comprendidos en cada nodo. Junto a esto, la estructura organizativa se fundamenta en sistemas similares a los de análisis de textos que analizan libros de texto (lista de contenidos, índices y palabras clave) para los términos o ideas importantes.

- *Hipermedia estructurado*, que implica una organización explícita de nodos y conexiones asociativas. Contiene series de nodos, cada una de ellas interconectadas e introducidas explícitamente para representar la estructura de la información.

Se pueden utilizar para ello varios modelos: Estructura semántica (refleja la estructura de conocimiento del autor o del experto); estructura conceptual (incluye contenido predeterminado por las relaciones entre las taxonomías); estructuras relacionadas con las tareas (facilitan el cumplimiento de una tarea); estructuras relacionadas con el conocimiento (basadas en el conocimiento del experto o del estudiante); estructuras relacionadas con los problemas (simulan problemas o tomas de decisiones).

La combinación de estos elementos, determina distintas formas de establecer la interacción, distintos tipos de sistemas multimedia. Desde la perspectiva de su estructura, podemos hablar por ejemplo de Diálogo Tutorial, Método de Elección Múltiple y Almacenamiento en Bases de Datos.

El modo en que está estructurada la información junto a las formas para moverse en ella y las vías mediante las cuales autores y usuarios interaccionan con los sistemas, combinadas con el sistema de tutoría dan lugar a distintas aplicaciones educativas de los sistemas multimedia. Indudablemente, cada tipo se adapta a las necesidades del sistema donde se ha de implantar: Un manual de reparaciones no requiere la misma estructura que la actualización profesional o un tema de Enseñanza Primaria para niños con necesidades educativas especiales.

La presencia del componente tutor, es decir, cuando el sistema pretende mediante distintos tipos de actividades, etc.. ayudar a adquirir una habilidad, un conocimiento, una conducta, o cambiar una actitud, es lo que convierte un sistema multimedia en formativo. "Bartolomé 1994"¹, clasifica los programas formativos en programas de ejercitación, tutoriales, programas orientados hacia la resolución de problemas, simulaciones y videojuegos.

¹ Idem [2]

4. Elementos de discusión sobre multimedia

Hay ciertos aspectos cuyo análisis nos ayudará a comprender mejor cual es el papel que el multimedia tiene en la enseñanza y cuales pueden ser las aplicaciones en este campo. En primer lugar es necesario diferenciar presentaciones multimedia de multimedia interactivo. En segundo lugar, hay que abordar el tema de las características didácticas que suelen describirse como ventajas del multimedia. También creemos necesario reflexionar sobre el tópico de que la presentación no-lineal, el acercamiento intuitivo, etc.. potencia el aprendizaje, y, por último, se abordará el tema de la interactividad de los sistemas multimedia, aspecto que resulta crucial para entender cuales son las posibilidades que los sistemas multimedia ofrecen a la enseñanza.

4.1. Presentaciones multimedia vs. multimedia interactivo

Para una mayor clarificación de los temas que aquí nos interesa tratar, conviene diferenciar dos tipos de sistemas que presentan características dispares en relación a su aplicación a entornos de aprendizaje. Estos son:

Presentaciones multimedia.

Si usamos la potencialidad de multimedia para ofrecer una información en la que el usuario no participa, (solamente lo pone en marcha, etc..) estamos ante una presentación multimedia.

Si el usuario ha de participar, si se le ofrecen trayectorias alternativas, si los distintos medios presentan la información en función de la respuesta o elección del usuario, el sistema dispone de interactividad.

Multimedia interactivos.

Un sistema multimedia interactivo es, en definitiva, aquel en el que vídeo, audio, informática y publicaciones electrónicas convergen para proporcionar un sistema de diálogo en el que la secuenciación y selección de la información de los distintos medios viene determinada por las respuestas o decisiones del usuario.

Ambos sistemas presentan aplicabilidad en la enseñanza. Pero, las características de cada uno de ellos hacen que tengan campos bien definidos de aplicación. Mientras que en las presentaciones multimedia el control de la comunicación está en manos del emisor (profesor, museo, etc..) en los multimedia interactivos la información se presenta de acuerdo a las acciones y demandas del usuario, tomando como base las capacidades del sistema. En este sentido, no debe confundirse la respuesta motora de pulsar el ratón para avanzar, etc.. con interactividad.

No hay que negar el valor educativo que puedan ofrecer los multimedia informativos, pero es sumamente deseable que los multimedia formativos sigan procedimientos de diseño y se ajusten a los requerimientos educativos. No es lo mismo multimedia educativos que deben reunir las características didácticas, etc. que aprovechamiento educativos de los multimedia (lúdicos, informativos, etc..).

4.2. Ventajas del Multimedia vs. Características Didácticas

La descripción de las características educativas que presentan los sistemas multimedia dependerá de la concepción que se tenga del mismo, aunque hay cierto consenso en considerar que los multimedia incorporan y hacen complementarias las mejores características de cada uno de los medios que los integran:

- Adecuación al ritmo de aprendizaje
- Secuenciación de la información .
- Ramificación de los programas
- Respuesta individualizada al usuario
- Flexibilidad de utilización
- Velocidad de respuesta.
- Efectividad de las formas de presentación
- Imágenes reales
- Excelente calidad de las representaciones gráficas.
- Atracción de la imagen animada.

Disponer de estas posibilidades no presupone una mejor instrucción, ni, incluso, una mayor interactividad. No han de identificarse las características y las posibilidades del equipamiento con las ventajas instruccionales del medio. Desde una óptica didáctica es fundamental discernir, en las listas de ventajas de los sistemas multimedia que suelen acompañar a su descripción, los aspectos relacionados con el equipo de aquellos verdaderamente instruccionales. Multimedia solamente tiene razón de ser en la enseñanza si ofrece claras ventajas instruccionales:

- La presencia de una capacidad única en el sistema multimedia en cuanto sistema de distribución instruccional
- Un resultado superior de educación-instrucción obtenido a través del sistema.

Multimedia será efectivo instruccionalmente en la medida en que comprometa activamente al estudiante en un proceso comunicativo en forma de diálogo. El programa plantea cuestiones, problemas, etc. El estudiante da respuestas cualitativas a estas cuestiones, y el sistema, dependiendo de dichas respuestas, continua la instrucción en el punto adecuado.

Los sistemas multimedia, aun en los sistemas más sencillos, incorporan y mejoran aquellas características didácticas que reúnen los medios que lo integran, especialmente el texto, el vídeo y la computadora como medios didácticos. Mantiene las posibilidades de manipulación y el manejo sencillo de los aparatos, pero, sobre todo, desarrolla al máximo la posibilidad de una retroalimentación inmediata.

En la práctica, el concepto de multimedia se aplica a multitud de situaciones en las que los programas utilizados no difieren mucho de los tradicionales programas y de esta manera, son menos interactivos que los tradicionales materiales impresos de enseñanza programada.

4.3. La desorientación del usuario (presentación secuencial /no secuencial)

Suele ser habitual aceptar que con multimedia queda claro que es mejor el enfrentamiento intuitivo a la información, al aprendizaje. Se asimila mejor cualquier tema fijándonos en un gráfico o esquema, oyendo un sonido, viendo una película o eligiendo una trayectoria.

En efecto, está generalmente aceptado que conectar información nueva a una estructura cognitiva es un proceso altamente individual e Hipermedia permite a los usuarios individualizar su proceso de adquisición de conocimiento e integrarlos. Sin embargo, la utilización inadecuada de estructuras no-lineales de contenido que en determinados niveles representa una de sus cualidades más potentes, en otras situaciones puede suponer su mayor desventaja. Puede ocurrir que los usuarios se sientan incapaces de diferenciar entre niveles de importancia de los datos, de averiguar cómo hacer las conexiones necesarias y de cómo establecer la localización en una estructura no-lineal. "Dede 1988" [7] describe la sobrecarga cognitiva y la desorientación de los usuarios: "La riqueza de una representación no-lineal acarrea un riesgo de potencial indigestión intelectual, pérdida de metas poco señaladas y entropía cognitiva..." el incremento del tamaño del conocimiento base puede traer un costo de disminución de su utilidad"

Los recursos cognitivos pueden quedar, también, desviados del contenido de la navegación. En efecto, otro problema potencial de las estructuras no lineales es que frecuentemente presentan dificultades para seguir el hilo narrativo por parte del usuario. Esto suele suponer que el usuario pierda el interés más rápidamente y que tenga menos motivación para seguir una idea completamente Parece necesario algún tipo de estructura de ensamblaje u orientación para que los usuarios aprendan efectivamente con este tipo de sistemas, lo que probaría que los sistemas multimedia pueden ser inapropiados para el aprendizaje en el que es esencial que la información sea adquirida secuencialmente. "Plowman, 1989" [8].

4.4. La interactividad

Quizá sea el grado de interactividad el que constituya la variable principal que influye en la naturaleza de los sistemas hipermedia. Aún a riesgo de ser reiterativos, no podemos pasar sin considerarla aquí. Esta puede ser baja, media o alta dependiendo de múltiples factores.

La interactividad de un sistema presenta una continuidad que influye tanto en la conducta del usuario (puede permitir desde el simple ojeo o navegación hasta aplicaciones tutorales pasando por la exploración de problemas), como en el entorno (el sistema es utilizado predominantemente para recuperación de la información, o como herramienta colaborativa, o como herramienta constructiva donde el usuario participe en la elaboración de la base de conocimiento), o la función del sistema (tutor en la recuperación de información, herramienta para la exploración de problemas mediante colaboración, o tutelado cuando es el usuario el que "enseña" al sistema, participando en la construcción del mismo).

Desde una perspectiva pedagógica, lo que verdaderamente interesa son las características diferenciadoras de estos medios con respecto a otros más usuales. En otras palabras, ¿Qué aportan de nuevo los sistemas multimedia en el terreno de la enseñanza?. Ya que, lograr medios que exigieran una mayor participación por parte del alumno, ha constituido, desde siempre, una de las preocupaciones de los diseñadores de material didáctico impreso. En efecto, los materiales destinados al alumno han ido incorporando un lenguaje lúdico, rompecabezas, crucigramas, etc. o propuestas de trabajo de resolución de situaciones problemáticas y simulación en las actividades de grupo. Y, respecto a esta búsqueda de participación, de actividad de los alumnos en los programas tradicionalmente concebidos como pasivos, encontramos precedentes muy tempranos." Salinas, 1993" [9].

Para nosotros, la palabra clave, en esta búsqueda de mayor participación del alumno en el programa, es 'implicación', más que 'actividad'. Los autores de materiales han desarrollado dicha implicación en dos niveles "Chaix, 1983" [10]:

- Implicación de la inteligencia y el razonamiento lógico. Los estudiantes contribuyen con sus propias ideas y pensamientos, se encuentran motivados por la búsqueda de soluciones.
- Implicación de la imaginación y los sentimientos. Se trata de proporcionar al estudiante la oportunidad de usar su propia imaginación e improvisación, de estimularlos a expresar sus propios sentimientos y opiniones.

No se ha de confundir, en este terreno, implicación, participación, con respuesta motora. La posibilidad de pulsar un botón no transforma una presentación en un programa interactivo.

La participación del alumno puede dirigirse a los aparatos (parar, responder, etc..) o puede dirigirse a actividades mentales (seleccionar, decidir,...). Pueden darse, pues, situaciones que sin requerir respuestas motoras, exista un alto grado de implicación del alumno en el programa, y a la inversa.

Desde esta perspectiva, los sistemas multimedia suponen un importante avance hacia los medios interactivos, hacia medios que posibiliten la comunicación bidireccional, que permitan (y soliciten) la participación activa del alumno, que se adapte a las exigencias de cada alumno como individuo.

4.5. El diseño de sistemas multimedia.

La posición que adoptemos frente a estos elementos de discusión y frente a otros no tratados aquí, pero que deben surgir del marco de la aplicación educativa proporcionará algunas de las consideraciones necesarias para abordar el diseño de materiales multimedia desde perspectivas didácticas.

De lo visto en el punto anterior, los sistemas multimedia resultan un conjunto de medios de concepción amplia y flexible, en los que lo fundamental es la relación programa - alumno, independientemente de la sofisticación del equipo.

Así, concebimos un sistema multimedia como un material didáctico de carácter modular en el que lo fundamental son las conexiones y posibles combinaciones de los distintos medios. La información de estos viene integrada para poder ser utilizada en situaciones de aprendizaje diversas, de acuerdo con decisiones del usuario (decisiones en relación a si se hará el aprendizaje, al cómo, al cuanto, al dónde, etc..), e integra la suficiente orientación para lograr los objetivos marcados de acuerdo con estas decisiones, de forma que la secuenciación y presentación depende de estas decisiones o de las respuestas del usuario al material.

Como consecuencia de este carácter modular también la misma lección o unidad tiende a desaparecer en los materiales transformándose en módulos. Estos módulos pueden utilizarse tanto en secuencias lineales, como transversalmente o en espiral. En parte la modularidad y la flexibilidad de las presentaciones están condicionadas por la concepción de la comunicación, y son, también en parte, consecuencia de elecciones pedagógicas, particularmente en el énfasis que ponemos en el alumno.

Desde esta perspectiva, lo verdaderamente importante de los sistemas multimedia es que se adapten a los principios de diseño de medios interactivos, que integren un interfase usuario-material adecuado a la situación de aprendizaje. Y ello se logra más que con la sofisticación tecnológica, con un cuidadoso diseño didáctico del material.

Es quizás en el terreno del diseño, donde pueden darse las aportaciones que logren aplicaciones de estos sistemas al aprendizaje cada día más efectivas. Aportaciones que pueden ser menos espectaculares que la duplicación de la capacidad de almacenamiento y la de reducir el lapso de tiempo de espera, pero que pueden ser más productivas en la aplicación a situaciones reales de los sistemas.

Si partimos de que en los multimedia interactivos la secuencia y selección de mensajes se determinan por la respuesta del usuario al material, por la intervención de éste en la secuenciación del aprendizaje, es fundamental abordar el tema del diseño de sistemas multimedia desde el concepto de medio interactivo o enseñanza interactiva.

Es en el momento del diseño del programa cuando se determina si va a ser interactivo o no, o el grado de interacción (interactividad) con el alumno que va a presentar, ya que es en esta fase donde se determina la estructura y secuenciación del programa, el control del usuario sobre el mismo, la personalización o estandarización del contenido, etc.

4.5.1. El formato no secuencial del contenido.

Permite al programa adaptarse tanto a las necesidades individuales, como a la lógica interna del contenido:

- a) Estructurando el programa en ramificaciones
- b) Presentando suficientes menús de contenido

4.5.2. La velocidad de las respuestas.

Para apreciar la importancia de la inmediatez de la respuesta, consideremos la diferencia entre una conversación cara a cara con un amigo y la correspondencia que podemos mantener con él. Si un usuario quiere o debe saber alguna otra cosa en un programa instruccional el sistema le ha de presentar el gráfico, texto, vídeo inmediatamente.

4.5.3. Adaptabilidad.

El acceso no secuencial al contenido implica adaptabilidad. Cuando dos partes interactúan, tiene lugar la adaptación. Tanto lo que se dice, como el cómo se dice depende de con quién estamos hablando. Hablamos de diferente manera a un doctor, a un amigo, a un desconocido, a un niño, etc.. Esta capacidad de adaptación debe integrarse en un programa interactivo.

4.5.4. Proporcionar retroalimentación con segmentos de recuperación.

Para que un programa sea interactivo es indispensable que incorpore doble retroalimentación: Una retroalimentación ordinaria del usuario y una retroalimentación inmediata del programa hacia el receptor como respuesta a éste. Esto exige un diseño cuidadoso de dicha retroalimentación y de los segmentos de recuperación. En la mayoría de los alumnos, la retroalimentación aumenta la satisfacción respecto a la instrucción, incrementa el interés y facilita el aprendizaje "Kinzer, 1985" [11]. La retroalimentación suministrada, para ser efectiva:

- Debe ser inmediata
- Debe contener información sobre la respuesta
- La retroalimentación debe suministrarse a todas las respuestas.

4.5.5. Opciones.

Estas proporcionan la posibilidad de control por parte del usuario. El diseño de un programa interactivo debe contemplar ciertas opciones de control, permitiendo al usuario:

- a) Salir del programa cuando lo desee y desde cualquier parte del mismo.
- b) Seleccionar y/o volver a ver cualquier segmento
- c) Ir a segmentos de ayuda, cuando lo solicite
- d) Cambiar parámetros del programa (elegir posttest o pretest, el grado de dificultad de las preguntas, etc..)

4.5.6. Comunicación bidireccional.

Los sistemas interactivos requieren un canal que permita la comunicación en dos vías. Así como no nos encontramos satisfechos ante una conexión de teléfono de una sola vía, tampoco lo estamos con una computadora que restringe la interacción en dos direcciones.

Tanto los elementos descritos, como la interacción entre los usuarios y el sistema o las variables hipermedia analizadas, nos pueden llevar a un mejor conocimiento de la naturaleza y funcionamiento de los sistemas hipermedia. En ningún caso debemos aceptarlos como elementos positivos, como ventajas de hipermedia. La utilización que se haga de ellos o de su combinación pueden lograr verdaderas mejoras en el aprendizaje, pero también pueden crear verdaderos problemas tanto en el campo del aprendizaje como en el del diseño de medios.

Estas reflexiones sobre el diseño de medios interactivos, la concepción de sistemas multimedia que ya hemos presentado y las exigencias pedagógicas, junto a los avances en las tecnologías de la información logrados en los últimos años nos han llevado a la búsqueda de modelos más adecuados de diseño de materiales para la enseñanza.

La existencia de tecnologías interactivas a distancia (videotex, tv cable), la irrupción de los satélites de difusión directa y las experiencias en el diseño de medios interactivos nos ha conducido a un proyecto en el que diversos medios se integran en paquetes didácticos multimedia de "aprendizaje abierto".

Los materiales didácticos para este tipo de aprendizaje tienen que formar verdaderos paquetes didácticos integrados por audio, vídeo, diapositivas, textos y software. Estos materiales deben ser diseñados para un doble uso: tanto los estudiantes presénciales, como aquellos que no pueden estar físicamente presentes, conseguirán el acceso al aprendizaje a través de una variedad de medios y con la posibilidad de clases tutoriales y entrevistas personales "Lewis, 1988" [12].

La versatilidad de este tipo de materiales, conduce a diseñar programas educativos en los que se contempla el uso de las instalaciones presénciales, la explotación de los sistemas de cable, ya sea televisión, teléfono, videotex, la televisión convencional o el satélite de difusión directa para explotar documentos que integran textos, gráficos, vídeo, audio, etc.. siendo indiferente si esto se distribuye en un solo medio o en varios. Lo importante es que todos estos medios vayan perfectamente integrados y diseñados para integrarse en distintos sistemas multimedia.

Hasta aquí, quedan expuestos de una forma general los tópicos referentes al contexto de las nuevas tecnologías en los procesos de enseñanza – aprendizaje. El siguiente capítulo, presentará la propuesta multimedia en donde se exponen las formas y los medios utilizados para el diseño y desarrollo CiMatMedia 2002, y donde también se hará alusión a algunos de los temas expuestos ya en este capítulo (sólo como una referencia explicativa) para tratar de forma puntual la estructura del programa.

III . PROPUESTA MULTIMEDIA CiMatMedia 2002

1.1 Generalidades

Ya se han expuesto hasta el momento cuales son los principales atributos que caracterizan a un instrumento multimedia interactivo, así pues, a continuación se presenta la descripción de la estructura y desarrollo de la propuesta del instrumento didáctico para el estudio de Ciencia de Materiales aplicando sistemas multimedia que lleva por nombre CiMatMedia 2002 (Ciencia de Materiales en Multimedia 2002).

La actual flexibilidad que ofrecen los sistemas hipermedia¹ nos permite trabajar con varias aplicaciones que obedecen a las necesidades requeridas por los usuarios y los autores, lográndose de esta forma la transmisión, almacenamiento y edición de materiales varios tales como: texto, imagen, video y sonido, por citar algunos, sin perder de vista, claro esta, el sistema operativo (S.O.) en el cual se trabaja. Para nuestro caso concreto se trabajará en la plataforma de S.O. Windows, debido a que es una de las más difundidas y empleadas hasta el momento ya que no se requiere de conocimientos profundos en lenguajes o protocolos propios de sistemas menos populares.

Para asegurar la compatibilidad, el diseño de CiMatMedia 2002 permite su ejecución a partir de las versión de S.O. Windows 98 y hasta las versiones más recientes en el mercado. Los requerimientos de hardware básicos para el correcto funcionamiento del programa son:

- Procesador Pentium I o equivalente a 256 Mhz
- Memoria RAM de 32 Mb
- Unidad lectora de discos compactos a 36 x de velocidad
- Monitor VGA
- Bocinas
- Ratón y teclado
- Espacio en disco duro de 15 Mb sin instalar aplicaciones

En cuanto a los capítulos que CiMatMedia 2002 desarrolla a través de su estructura de información de temas de Ciencia de Materiales, se manejan los siguientes tópicos de Transformación de Fases en Materiales Metálicos:

- Capítulo 1. Elementos de solidificación
- Capítulo 2. Generalidades sobre Recuperación y Recristalización
- Capítulo 3. Aleaciones Fe – C. Fundamentos de sus Transformaciones de Fases
- Capítulo 4. Fundamentos de los Tratamientos Térmicos del Acero

¹ Ver el capítulo II Tema 3. Componentes de un sistema multimedia

La selección de los temas que conforman estos capítulos, obedece a que la información concerniente a las transformaciones de fases en los materiales metálicos es de suma importancia para que el alumno se forme un criterio veraz y conciso respecto a los principios que fundamentan la correcta aplicación, selección y procesamiento de este tipo de materiales y que como profesional de la ingeniería debe de conocer a fondo para tomar las decisiones más apropiadas en este terreno.

1.2 Arquitectura de CiMatMedia 2002

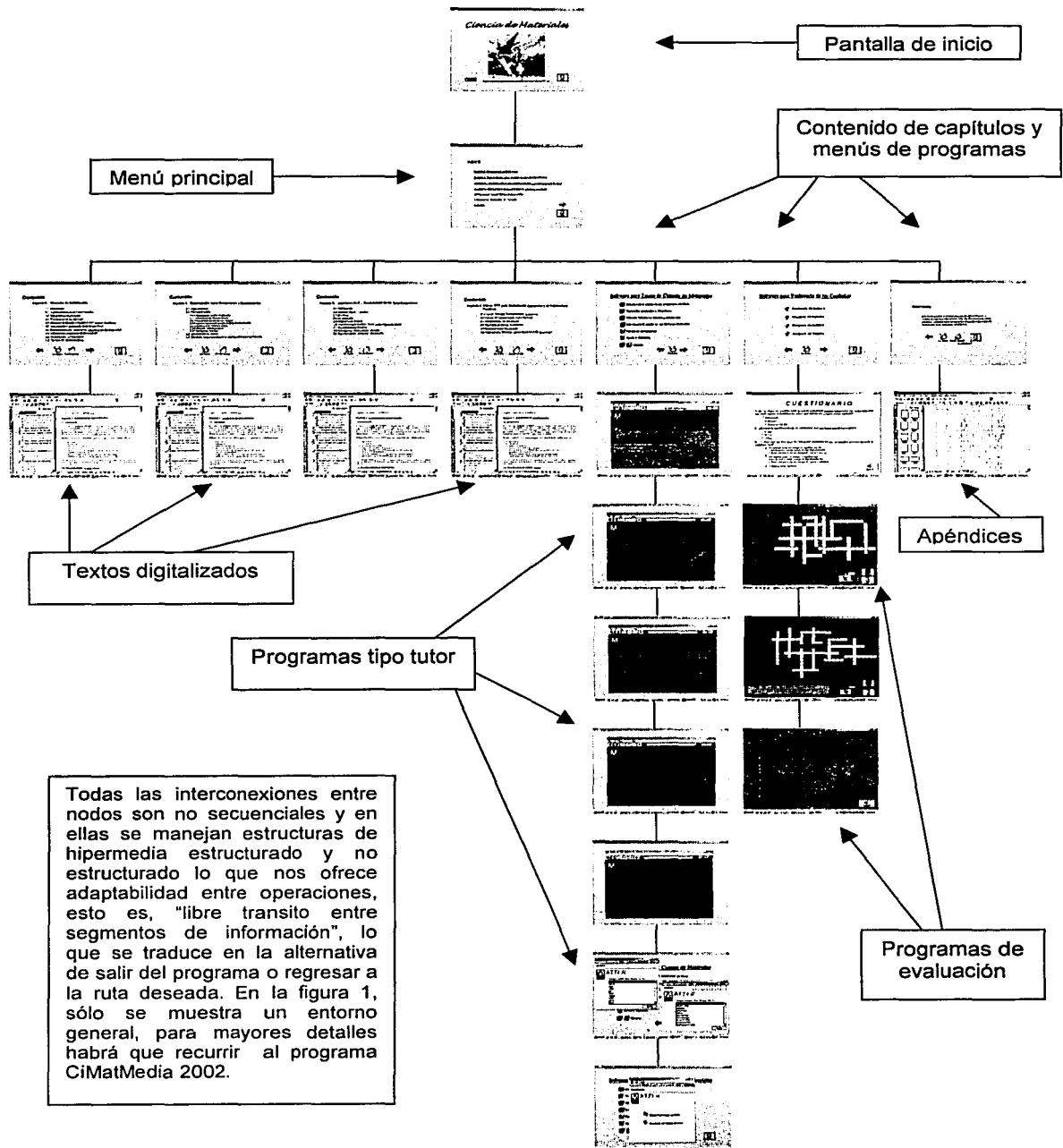
Lo que se conoce como arquitectura de programa, se encuentra conformada por todas las aplicaciones que componen al sistema del software, así como la programación utilizada para construir o administrar cada sección del lote de información.

Las aplicaciones generales que dan forma a CiMatMedia 2002 se presentan a continuación (ver figura 1):

- Operatividad de auto ejecución
- Menús de Índices de Contenidos
- Pantallas de Presentación de Capítulos por Temas, con Nodos de Interconexión
- Opciones de Navegación en Textos Digitalizados con Vínculos de Aplicaciones Multimedia y Conectividad a la Internet
- Software Interactivo para el Estudio de Temas de Ciencia de Materiales
- Software Interactivo para Evaluar los Temas Tratados en cada Capítulo
- Consulta de Apéndices de Datos

En los puntos siguientes de este capítulo de la presentación, se llevará a cabo una descripción general de los contenidos que abarcan cada una de las aplicaciones a la vez que se presenta una explicación simple, sencilla y veraz de la forma en la que se desarrollo cada etapa, sin ahondar en las fases de programación pues no es el propósito de este trabajo.

Figura 1. Diagrama de flujo de las aplicaciones contenidas en CiMatMedia 2002:



1.3 Operatividad de Auto-Ejecución

El programa CiMatMedia 2002, permite su ejecución desde la unidad lectora de discos compactos, debido a que la estructura programática maneja los recursos necesarios para manipular los lotes de información y archivos de aplicación como un kernel² de tipo .exe, lo que evita que el usuario tenga que “instalar” algún tipo de aplicación, toda vez que su sistema cuente con las requeridas para la reproducción de los contenidos. De no ser así, el programa brindará la opción de instalar los recursos necesarios para una correcta accesibilidad a los contenidos.

Así, una vez que el sistema ha “leído” la información del CD el programa da inicio en primer plano con una ventana de presentación del Software que brinda información general acerca del mismo, el usuario puede acceder a la pantalla de inicio o salir inmediatamente si así lo desea. Figura 2.



Figura 2. Pantalla de inicio de programa

² Núcleo ejecutable

1.4 Menús de Índices de Contenidos

La figura 3, muestra cuales son los temas contenidos en el programa y permite acceder a ellos por medio de un vínculo directo de tipo texto asociativo.

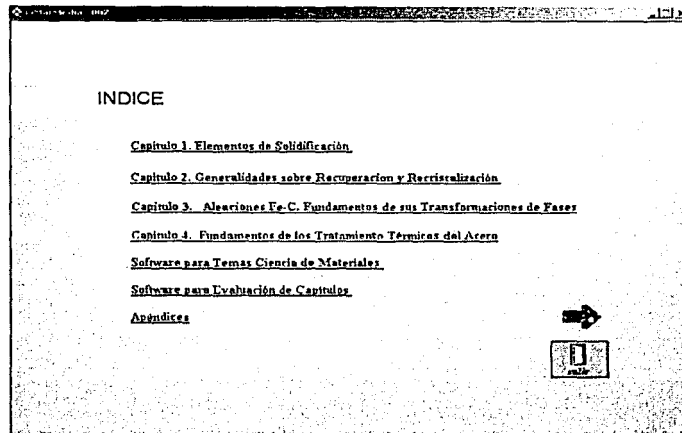


Figura 3. Pantalla que muestra el menú inicio con vínculos directos de tipo texto asociativo

También es posible desplazarse hacia los resúmenes de contenido por medio de botones en forma de flechas de navegación entre pantallas, cabe señalar que la secuencia de las pantallas, guardan el orden establecido del menú mostrado en la pantalla de la figura 3.

Como se puede observar, es aquí donde se encuentran los títulos de cada capítulo, al igual que el software interactivo (usuario – programa – usuario) de tipo “tutor” para temas de Ciencia de Materiales y las aplicaciones para la evaluación de los tópicos tratados en cada capítulo. CiMatMedia 2002, también cuenta con un apéndice con tablas para conversión de unidades y propiedades específicas de algunos materiales particulares.

1.5 Pantallas de Presentación de Capítulos por Temas, con Nodos de Interconexión

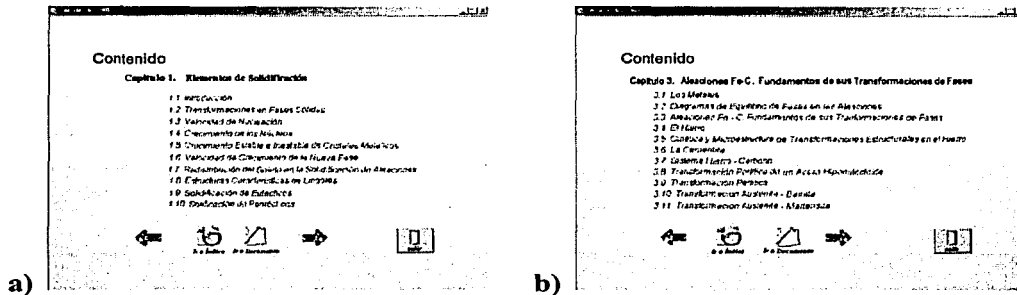


Figura 4. a) y b), ejemplos de la descripción de los resúmenes de los temas presentes en los capítulos.

Las opciones presentadas en la figura 4, nos muestran ejemplos de la respuesta arrojada por el programa, al elegir (dando con el “ratón” un clic izquierdo sobre la selección) uno de los vínculos directos de tipo texto mostrados en el menú índice en la pantalla de la figura 4.

1.6 Opciones de Navegación en Textos Digitalizados con Vínculos de Aplicaciones Multimedia y Conectividad a la Internet.

Una vez que el usuario se encuentra en las pantallas de resumen de contenido de cada capítulo (llegando a estas por cualquiera de las múltiples opciones de vínculos –conexión), se presenta el contenido total del cuerpo de información que conforma cada capítulo. A la par de esto, se cuenta con otra alternativa más en cuanto a las capacidades hipermedia se refiere, ya que se puede hacer uso dentro del mismo documento digitalizado de ejecución de imagen, video y animación, entre otros, los cuales brindan una gran ayuda al proceso de enseñanza – aprendizaje. Recordando lo mencionado en el tema relacionado a las consideraciones del multimedia y las nuevas tecnologías³, diversos estudios referentes a la retención de la información en el receptor⁴ han puesto de manifiesto el como se recuerda 10 % de lo que se ve, el 20 % de lo que se oye, el 50 % de lo que se ve y se oye, y el 80 % de lo que se ve, se oye y se hace, tomando en cuenta estos parámetros, tenemos que en el programa CiMatMedia 2002 abarca éste 80 % al incorporar imágenes (animación y video), sonidos y aplicaciones interactivas donde el alumno tendrá que poner en práctica lo aprendido, lo entendido y lo recordado de cada sección de la información a la cual accedió. Otra características relacionada con el entorno que presentan los textos digitales es que incorporan vínculos a la red internet, siempre y cuando el usuario cuente con una conexión a la red. Figuras 5 y 6.

³ Punto 1. Nuevas tecnologías en los procesos de enseñanza aprendizaje Cap. II de la Tesis

⁴ Lewis [13]

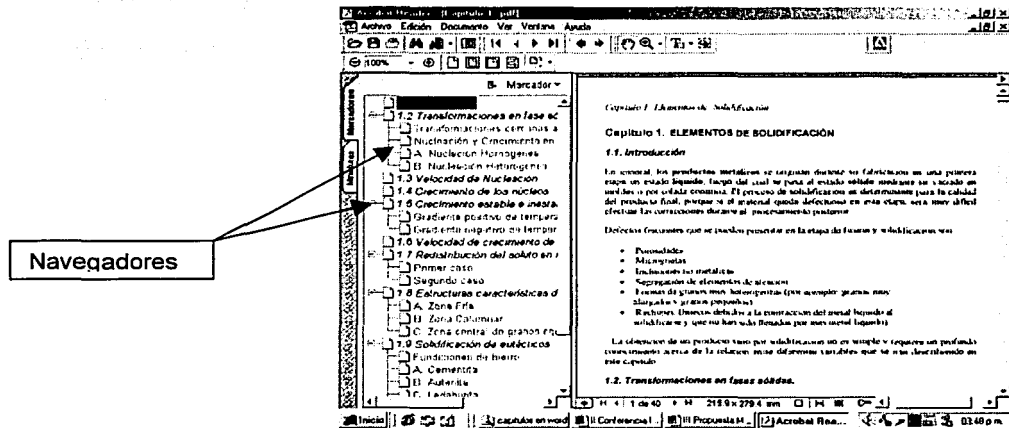


Figura 5. Imagen que muestra un ejemplo del visualizador de textos digitales.

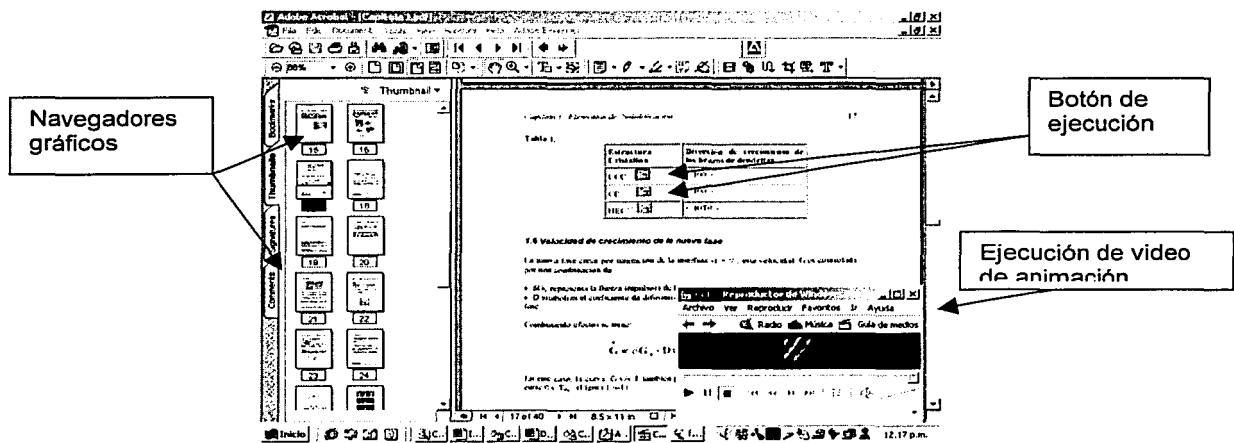


Figura 6. Imagen que muestra ejemplo de las opciones multimedia del texto digital

1.7 Software Interactivo para el Estudio de Temas de Ciencia de Materiales

Algunas de las aplicaciones de multimedia interactivas⁵ se desarrollaron partiendo del contenido del texto de información que se presenta, es decir, que cada una de ellas será inédita y resultado directo de la propuesta, aunado a esto, también se cuenta con otras aplicaciones de tipo "tutor" ya existentes en el mercado que se adaptaron al entorno del programa, esto involucra un proceso complejo al tener que llevar a cabo una selección adecuada de los protocolos de adaptabilidad así como de la aplicación en si misma con base a la información que se presenta previamente en cada capítulo. Figura 7 y 8.

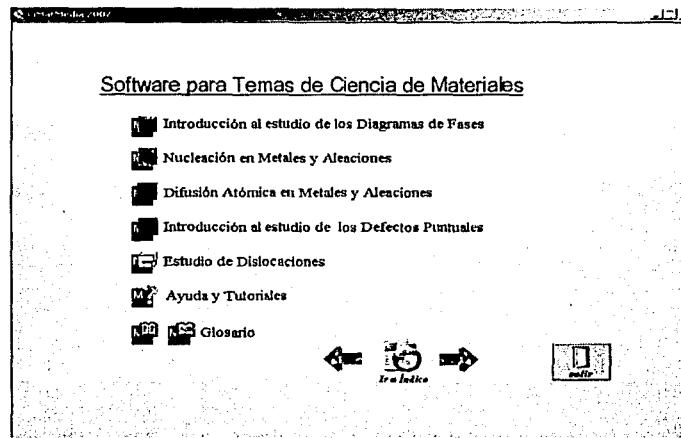


Figura 7. Figura que muestra el menú de aplicaciones para temas de Ciencia de Materiales

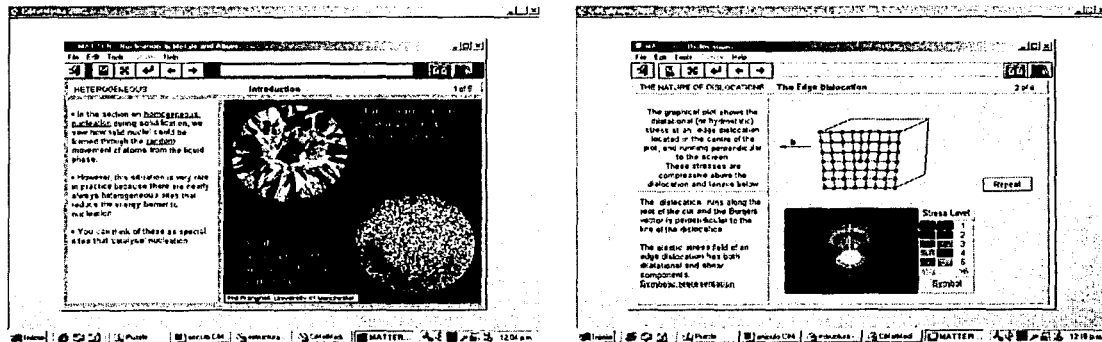


Figura 8. Ejemplos de algunas aplicaciones de tipo "tutor" para el estudio de ciencia de materiales

⁵ Ver sección 4.4 de la parte II Multimedia y nuevas tec...

1.8 Software Interactivo para Evaluar los Temas Tratados en cada Capítulo

Ya se ha planteado la importancia que tiene el presentar de una forma atractiva y objetiva la información tratada, motivo por el cual, no bastara con una simple presentación multimedia en donde aunque es cierto que usamos la potencialidad hipermedia para ofrecer la información, el usuario no interactúa con el sistema, a no ser porque es éste quien pone en marcha la aplicación. Tomando en cuenta lo anterior y a sabiendas de que podemos hacer converger aplicaciones diversas como las ya mencionadas a través de este texto, es obligado desarrollar un sistema donde además de contar con una presentación multimedia, se proporcione al mismo tiempo un sistema de "dialogo" en el que la secuencia y selección de la información de los distintos medios, este determinada por las respuestas o decisiones del usuario. De aquí que la propuesta desarrollada cuente con nodos de aplicación de programas multimedia donde es necesario que sea el usuario quien interactúe por medio de ejercicios tales como: cuestionarios de opción múltiple, crucigramas, etc., entre otros. Figura 9, 10 y 11.

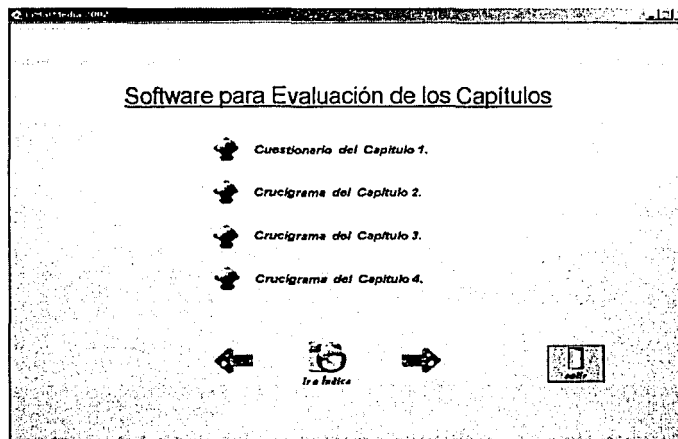


Figura 9 Figura que muestra el menú de aplicaciones para la evaluación de capítulos

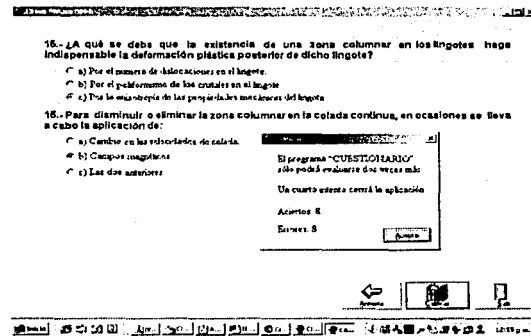
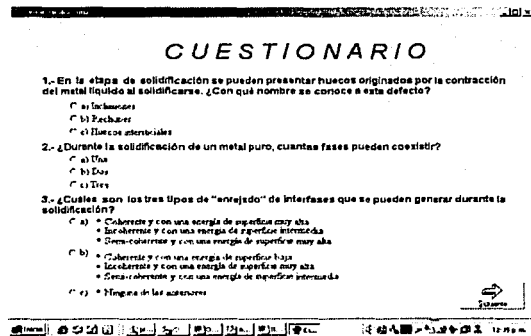


Figura 10. Ejemplos de una aplicación de tipo evaluación con formato de cuestionario de opción múltiple, para el capítulo 1.

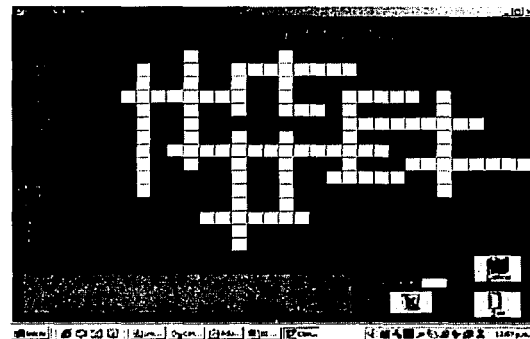
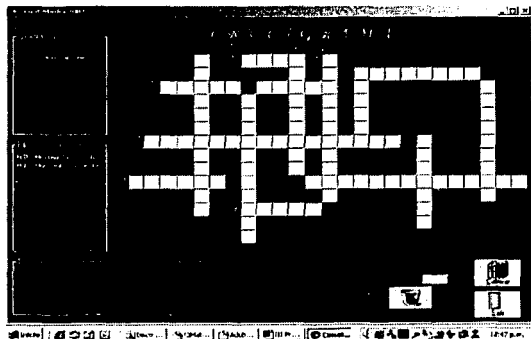


Figura 11. Ejemplo de una aplicación de tipo evaluación con formato de crucigrama del capítulo 2 y 3

1.9 Consulta de Apéndices de Datos

Esta sección pretende servir como una guía para expresar los pesos y medidas en el Systéme International d'Unités (SI). Del mismo modo, ofrece una amplia variedad de tablas que contienen información variada acerca de los materiales de uso más común en la industria. Figura 12

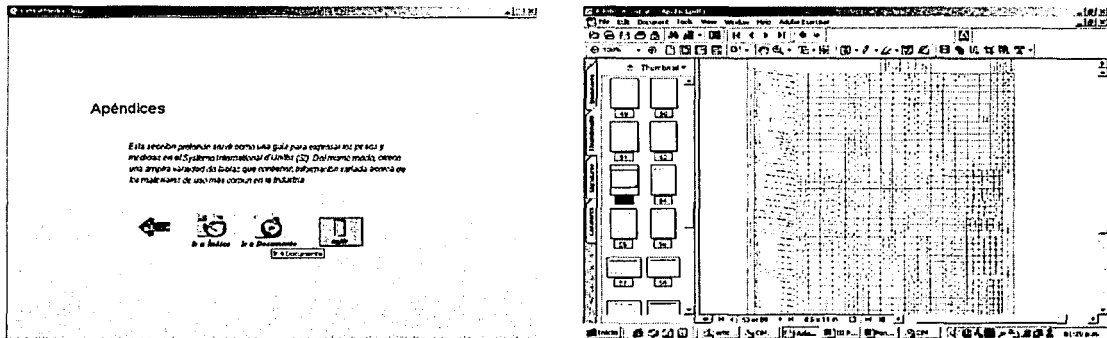


Figura 12. Imagen que muestra la pantallas de apéndices, así como la información digitalizada.

La velocidad de respuesta

CiMatMedia 2002 posee una alta velocidad de respuesta en las aplicaciones debido a los formatos manejados en los archivos de programas (manejo de programas con entorno de programación en visual basic), o de textos digitalizados (.pdf con opciones de navegación y ejecución de archivos multimedia en el documento), si un usuario quiere o debe saber alguna otra cosa en el programa instruccional el sistema le ha de presentar el gráfico, texto, vídeo, etcétera, inmediatamente, después de ejecutar la aplicación. Para apreciar la importancia de la inmediatez de la respuesta, consideremos la diferencia entre una conversación cara a cara con un amigo y la correspondencia que podemos mantener con él. Hay que recordar que esta velocidad de respuesta estará sujeta al tipo de hardware que ofrezca el equipo donde se ejecute el paquete.

Adaptabilidad del programa

El acceso no secuencial que ofrece el programa (esto es, que podemos acceder a las aplicaciones que el software ofrece desde distintos nodos de comunicación) implica adaptabilidad. Cuando dos partes actúan, por ejemplo, la visualización de textos digitalizados y las aplicaciones de evaluación, se tiene una adaptación. Dicha capacidad de adaptación⁶ es propia de todo programa interactivo pues si no existe una estructura de este tipo se estará cayendo en la categoría de una presentación multimedia en vez de un programa interactivo.

⁶ Ver sección 4.5.6 de la parte II Multimedia y nuevas tec...

Retroalimentación con segmentos de recuperación

CiMatMedia 2002 incorpora doble retroalimentación, una retroalimentación ordinaria del usuario y una retroalimentación inmediata del programa hacia el receptor como respuesta a éste. Esto ha exigido un diseño cuidadoso de dicha retroalimentación y de los segmentos de recuperación para las aplicaciones que evalúan los conocimientos adquiridos en cada capítulo y del mismo modo se han seleccionado otras aplicaciones de tipo “tutor” pertenecientes a otros programas didácticos de Ciencia de Materiales ya existentes como aquellos que acompañan a textos especializados.

Recordemos que en la mayoría de los alumnos, la retroalimentación aumenta la satisfacción respecto a la instrucción, incrementa el interés y facilita el aprendizaje.

Dicha retroalimentación es:

- Inmediata
- Contiene información sobre la respuesta
- Se suministra a todas las respuestas

Opciones

Estas proporcionan la posibilidad de control por parte del usuario. El diseño de CiMatMedia 2002 contempla ciertas opciones de control, permitiendo al usuario:

- Salir del programa cuando lo desee y desde cualquier parte del mismo
- Seleccionar y/o volver a cualquier segmento
- Ir a segmentos de ayuda en las aplicaciones que así lo requieran cuando el usuario lo desee
- Ir a distintas aplicaciones de evaluación sin necesidad de cubrir el contenido total de los capítulos

Finalmente se mencionarán algunos de las tecnologías de software empleadas durante el desarrollo de CiMatMedia 2002.

Toda la descripción de los contenidos del cuerpo de la información que el programa maneja, se detallarán en los siguientes capítulos de la tesis escrita, donde se mostrará todo el cúmulo de datos en torno al cual se a construido la aplicación didáctica, es decir, la información que se encuentra digitalizada y procesada en la base de datos de CiMatMedia 2002

Presentamos algunas de las tecnologías de software empleadas para el desarrollo de la propuesta:



Software que permite la edición y conversión de textos en formato PDF



Software para el procesamiento y edición de imagen y video.



Software para visualizar imagen y animación.



Software para ejecutar aplicación multimedia.



Software para el diseño y desarrollo de programas y de aplicaciones.



Software para el diseño de programas.

Capítulo 1. ELEMENTOS DE SOLIDIFICACIÓN

1.1 Introducción

Cualquier sustancia, como sabemos, puede encontrarse en tres estados: gaseoso, líquido y sólido. En los metales puros a determinadas temperaturas se produce la variación del estado de agregación: el estado sólido se transforma en líquido a la temperatura de fusión y el estado líquido pasa a gaseoso a la temperatura de ebullición. Las temperaturas de transición dependen de la presión, pero a presión constante están completamente determinadas.

En general, los **productos metálicos** se originan durante su fabricación en una primera etapa en estado **líquido**, luego del cual se pasa al estado **sólido** mediante su vaciado en moldes o por colada continua. El proceso de solidificación es determinante para la calidad del producto final, porque si el material queda defectuoso en esta etapa, será muy difícil efectuar las correcciones durante el procesamiento posterior.

Defectos frecuentes que se pueden presentar en la etapa de fusión y solidificación son:

- Porosidades
- Micro grietas
- Inclusiones no metálicas
- Segregación de elementos de aleación
- Formas de granos muy heterogéneas (por ejemplo: granos muy alargados y granos pequeños)
- Rechupes, (huecos debidos a la contracción del metal líquido al solidificarse y que no han sido llenados por más metal líquido).

La obtención de un producto sano por solidificación no es simple y requiere un profundo conocimiento acerca de la relación entre diferentes variables que se irán describiendo en este capítulo.

1.2 Transformaciones en fases sólidas.

Condiciones energéticas del proceso de cristalización

Al pasar del estado líquido al sólido se forma la red cristalina, aparecen los cristales. Este proceso se llama de cristalización.

¿Cómo se explica que a unas temperaturas existe el estado líquido y a otras el sólido? ¿Por qué se produce esta transformación a temperaturas rigurosamente determinadas?

En la naturaleza, todas las transformaciones que transcurren espontáneamente y, por consiguiente, la cristalización y la fusión, están condicionadas por la circunstancia de que el nuevo estado, en las nuevas condiciones, es más estable desde el punto de vista energético, es decir. Posee menos reserva de energía.

Aclaremos esto con un ejemplo.

Imaginemos un sistema como el mostrado en la figura 1.2-1 en donde la bolita pesada que se encuentra en la posición 1 tiende a pasar a la posición 2, que es más estable, ya que la energía potencial en la posición 2 es menor que en la 1.

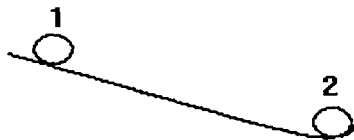


Figura 1.2-1 Sistema de energías.

El estado energético de un sistema que tiene una cantidad enorme de partículas (átomos, moléculas, etc) animadas de movimiento térmico, puede describirse por la función termodinámica de energía libre¹:

$$\Delta G = U - T\Delta S \quad (1)$$

Donde:

- ΔG representa a la energía libre del sistema
- U representa la energía interna del sistema
- T la temperatura absoluta
- ΔS la entropía²

Puede decirse que cuanto mayor es la energía libre de un sistema, tanto menor es su estabilidad, y, si es posible, el sistema pasará a otro estado, en el que la energía libre sea menor (de un modo "semejante" a la bolita que rueda desde la posición 1 a la posición 2, si en su camino no encuentra obstáculos).

Mecanismo del proceso

Nucleación y Crecimiento en Fases Sólidas

La transformación de líquido a sólido ocurre en dos etapas. La primera es la nucleación de la fase sólida en la fase líquida, donde se genera una superficie sólido-líquido que tiene una energía de superficie γ_{S-L} (energía por unidad de superficie) y, la segunda, se refiere al crecimiento de estos núcleos a medida que desciende la temperatura. Por lo tanto, durante la solidificación coexisten ambas fases, sólida y líquida. La relación entre las velocidades de nucleación y crecimiento determinará la forma y el tamaño de los granos del sólido resultante, lo cual a su vez, en buena medida, determinará las propiedades finales del material.

¹ En virtud de la segunda ley de la termodinámica ningún proceso puede realizarse espontáneamente sin disminución de la energía libre del sistema. Se llama *energía libre* la componente de la energía total de la sustancia, que cambia reversiblemente su magnitud al variar la temperatura, durante las transformaciones alotrópicas, la fusión, etc. Con el aumento de la temperatura disminuye la magnitud de la energía libre. [16]

² La entropía se refiere al azar o desorden de los átomos o las moléculas. [14]

A. Nucleación Homogénea

Cuando un elemento puro es enfriado y cruza una temperatura de transformación alotrópica³, o cuando una aleación es enfriada a través de un rango de temperatura que cruza un límite de fase sólido-sólido en un diagrama de equilibrio, la fase de baja temperatura debe nuclear primero en el interior de la matriz⁴ del material antes de que la transformación pueda proseguir. Por ejemplo, materiales como el hierro, en los cuales al enfriarse se produce un cambio de fase en estado sólido: $\gamma - \alpha$, (Austenita \rightarrow Ferrita).

La fuerza que promueve esta transformación (figura 1.2-2) puede expresarse mediante la ecuación:

$$\delta G_v = G\alpha - G\gamma \quad (2)$$

donde:

$G\alpha$ representa la energía libre por unidad de volumen de la fase α .

$G\beta$ representa la energía libre por unidad de volumen de la fase γ .

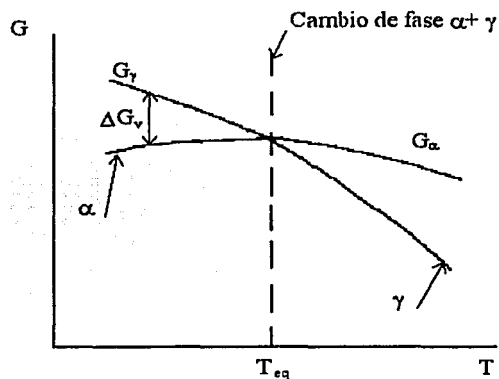


Figura 1.2-2 Interacción de la energía libre y la temperatura presentes en una transformación de fase.

³ La alotropía o poliformismo es la capacidad de los materiales cristalinos para asumir dos o más estructuras cristalinas. [16]

⁴ En los sólidos el soluto conserva su significado pero al disolvente se le denomina matriz. [17]

Para que se produzca la transformación se requiere que $\delta G_v < 0$, luego $G_\alpha < G_\gamma$.

Al nuclear una partícula de fase α se genera una superficie, ésta posee una energía de superficie por unidad de área igual a $\gamma_{\alpha-\gamma}$ la cual es característica de la interfase $\alpha-\gamma$.

Además, como normalmente hay cambios de volumen al pasar de γ a α , y debido a la oposición que presentan los sólidos a la deformación, el cambio de fase agrega un nuevo término de energía libre, que es proporcional a la deformación. Por tanto, el cambio total de energía libre es:

$$\delta G_{\text{Total}} = - A' * \delta G_v + B' * \gamma_{\alpha-\gamma} + C'' * \epsilon \quad (3)$$

donde: A' , B' y C'' son constantes y ϵ simboliza la energía dependiente de la deformación que se produce al nuclear la nueva fase.

La energía de superficie $\gamma_{\alpha-\gamma}$, es menor cuanto más parecidas sean las redes cristalinas de ambas fases, por lo que será más fácil crear nuevas superficies. Esta similitud es mayor para ciertos planos cristalográficos que para otros.

Si ambas fases tienen estructura cristalina idéntica o similar, existe una alta posibilidad que el precipitado⁵ nucleee de preferencia en ciertos planos cristalográficos y a lo largo de direcciones específicas, produciendo interfaces en las cuales el enrejado calza perfectamente, denominándose coherente. Por otra parte, si la estructura cristalina es diferente, el calce de ambas redes puede ser imposible y se conoce entonces como incoherente. Existe un tercer caso, intermedio entre los dos anteriores, donde hay un calce limitado entre las redes cristalinas, existiendo regiones de buen calce y otras de calce defectuoso, este tipo de interfase es llamado semi-coherente, figura 1.2-3.

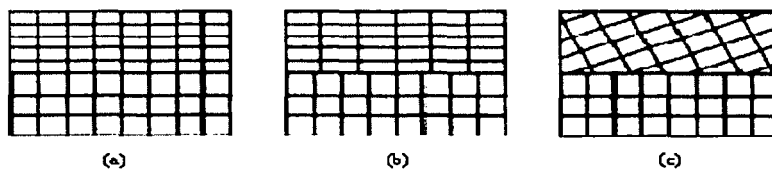


Figura 1.2-3 Enrejado de interfaces

⁵ Un precipitado es un sólido insoluble que se separa de la solución. [14]

En resumen:

- (a) Coherente → calce perfecto y energía de superficie muy baja.
- (b) Incoherente → no hay calce alguno y es $\gamma_{\alpha-\gamma}$ máxima.
- (c) Semi-coherente → calce parcial y $\gamma_{\alpha-\gamma}$ intermedia.

Cada uno de los tipos de interfase antes mencionados posee una energía de superficie asociada. Las interfases que posean buen ajuste tendrán una energía de superficie baja, por lo tanto, la barrera para la nucleación, $\delta G^*_{\gamma_0}$, en interfases coherentes será menor que para las otras dos. En atención a lo anterior, la interfase incoherente presentará la mayor barrera para la nucleación, $\delta G^*_{\gamma_c}$, ya que el calce entre las redes cristalinas en este caso es nulo, Figura 1.2-4.

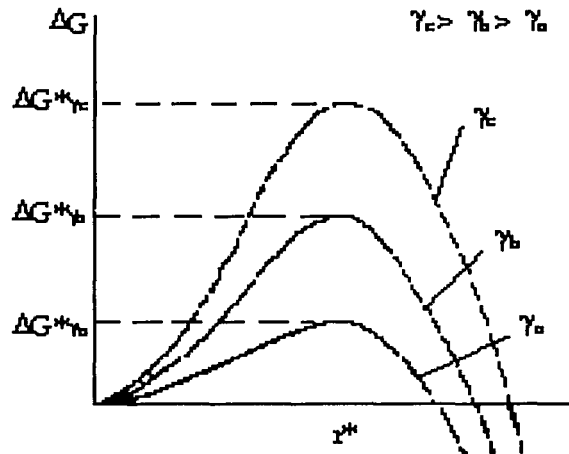


Figura 1.2-4 Grafica ΔG vs. r^*

Además, para que un núcleo crezca establemente, su radio debe ser mayor que un radio crítico, r^* , y la activación térmica debe ser suficiente para alcanzar la barrera de energía de activación⁶, δG^* la cual permitirá romper la resistencia a la formación de una superficie entre el líquido y el sólido.

⁶ Para que un átomo A pase de la posición inicial al hueco contiguo, debe ocupar previamente una posición en el intersticio. El trabajo necesario para arrancar el átomo de la posición regular se llama *energía de activación* y es la característica más importante de la aptitud de los átomos para trasladarse. Esta magnitud no depende de la temperatura, sino que esta determinada por la naturaleza de la sustancia. [17]

Si un núcleo de r^* no alcanza su correspondiente δG^* , tiende a redisolverse, en cambio si alcanza δG^* , la nucleación se desarrolla favorablemente.

A continuación se presenta la ecuación que relaciona el radio crítico r^* con el grado de enfriamiento del material:

$$r^* = \frac{(-2\gamma_{\alpha-\gamma}) \cdot T_E}{\delta E \cdot \delta T} \quad (4)$$

donde:

- $2\gamma_{\alpha-\gamma}$ representa la energía de límite de grano
- T_E representa la temperatura de equilibrio
- δE representa el calor latente de solidificación
- δT representa el sobreenfriamiento

Podemos observar que r^* disminuye a medida que aumenta el grado de enfriamiento, es decir:

$$r^* \propto 1/\Delta T$$

Por otro lado tenemos:

$$\delta G^* = \left(\frac{16 \cdot \pi (\gamma_{S-L})^3}{3 \cdot (\delta E_v)^2} \right) \cdot \left(\frac{T_E^2}{\delta T^2} \right) \quad (5)$$

En donde el primer término de (5) corresponde al calor latente⁷ de solidificación, y el segundo término corresponde al grado de sobreenfriamiento $T - T_E$, donde T es la temperatura final de sobrecalentamiento y T_E la temperatura ideal de solidificación, (temperatura de equilibrio sólido-líquido).

Lo anterior nos lleva a que:

$$\delta G^* = \frac{16 \cdot \pi \gamma^3 \cdot T_E^2}{3 \cdot \delta E^2 \cdot \delta T^2} = \frac{16 \cdot \pi \gamma^3}{3 \cdot \delta G_v^2} \quad (6)$$

⁷ Durante la fundición del metal se absorbe calor que se consume por los átomos en la adquisición de la energía de movimiento requerida, es decir, "en la destrucción" de la red cristalina del metal. Este calor se denomina *latente*. En el proceso de cristalización tiene lugar un proceso inverso de liberación de energía (calor) en forma de calor latente de cristalización. Este compensa el calor que se entrega al espacio circundante y como consecuencia, en la curva térmica se puede observar el detenimiento de la caída de la temperatura.[19]

Si disminuye $\gamma_{\alpha-\gamma}$ la barrera de energía crítica δG^* disminuirá, ecuación (4), y por consiguiente, se reducirá r^* y la nucleación se verá facilitada. δG^* también es función de la energía dependiente de la deformación ϵ , que se produce al nuclear la nueva fase, si la energía de deformación disminuye, también lo hace δG^* , Figura 1.2-5.

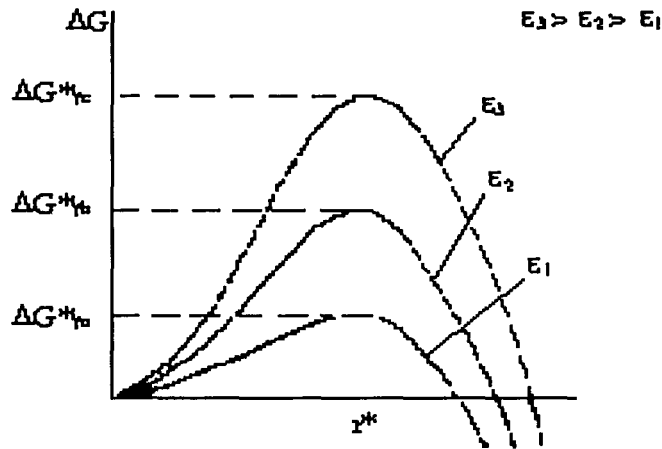


Figura 1.2-5 Grafica que muestra la relación existente entre ΔG^* y ϵ

Conjuntamente, δG^* es proporcional a $\frac{1}{\delta G_v^2}$, y a su vez G_v es función del grado de sobreenfriamiento, δT , respecto de la temperatura de equilibrio, T_{eq} :

$$\delta G_v = \frac{K \cdot \delta T}{T_{eq}} \quad (7)$$

Por consiguiente, δG^* disminuye al crecer δT , por lo tanto, el mayor grado de sobreenfriamiento favorece la nucleación. La Figura 1.2-6 muestra la variación de δG^* y de r^* con el grado de sobreenfriamiento.

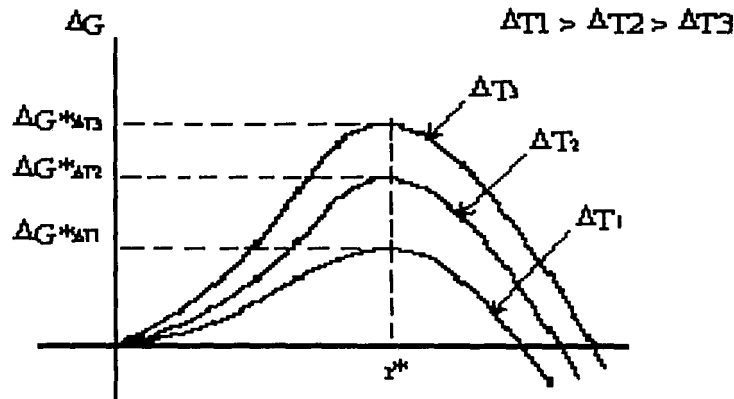


Figura 1.2-6 Grafica que muestra la variación de δG^* y r^* con el grado de sobre-enfriamiento

Una vez expuesto lo anterior, podemos notar que las anteriores condiciones de resistencia a la nucleación exigen un sobreenfriamiento para que pueda iniciarse el proceso de solidificación; *el sobreenfriamiento será mayor para una nucleación homogénea*, es decir, aquella por la cual se forma un núcleo en el seno mismo del líquido.

B. Nucleación Heterogénea

Nucleación heterogénea es aquella que se produce en torno a defectos de la matriz; estos pueden ser: agrupaciones de sitios vacantes, dislocaciones, límites de granos, bordes de interfase, superficies libres, partículas, etcétera y está caracterizada por la formación de núcleos sobre superficies sólidas existentes como paredes del molde o partículas sólidas en suspensión. La razón por la cual los defectos de los cristales ayudan a la nucleación es que ellos tienen una cierta energía asociada, cuando éstos son total o parcialmente destruidos durante la nucleación, su energía contribuye a alcanzar la barrera de energía de activación para la nucleación. Para nucleación heterogénea, el cambio de energía cuando se forma un núcleo es:

$$\delta G_{\text{Heterogénea}} = - A' * \delta G_v + B' * \gamma_{\alpha-\gamma} + C'' * \epsilon - \delta G_D \quad (8)$$

donde: δG_D representa la energía del defecto que se destruye al formarse el núcleo de la nueva fase.

La nucleación en sitios vacantes produce una distribución copiosa de partículas de precipitado en la matriz, exceptuando los límites de grano. En cambio, la producida en las dislocaciones se debe a que éstas liberan la energía que tienen almacenada, bajando los requerimientos energéticos necesarios para la nucleación. De igual forma opera la nucleación en los límites de granos, además, es muy favorable, porque el núcleo puede ajustar mejor su coherencia con dos granos de diferente orientación que con uno solo.

1.3 Velocidad de Nucleación ^(N)

Usando termodinámica estadística se puede demostrar, que el número $n(i)$ de agrupaciones de i átomos de la nueva fase en equilibrio en la fase matriz a la temperatura T , es:

$$n(i) = (a) \cdot \exp\left(\frac{-\delta G_i}{k \cdot T}\right) \quad (9)$$

donde:

- (a) simboliza el número total de átomos
- δG_i representa la energía de activación para formar una agrupación o embrión de i átomos

La velocidad de nucleación, ^(N), será la velocidad a la cual los embriones de tamaño crítico se transforman en núcleos viables. Esto es, la velocidad a la cual los embriones pasan del tamaño crítico i^* al tamaño (i^*+1) .

La frecuencia de átomos que llegan o dejan al embrión es proporcional al coeficiente de difusión⁸, representado por D , de dichos átomos en la matriz:

$$D = D_0 \cdot \exp\left(\frac{-Q}{k \cdot T}\right) \quad (10)$$

donde:

- Q simboliza la barrera de energía (energía de activación) a alcanzar para producir la difusión de átomos (i^*+1) que deben desplazarse para ubicarse ordenadamente en el núcleo cristalino.
- D_0 representa la constante de difusibilidad.

⁸ La difusión es un proceso de transporte de masa que implica el movimiento de una especie de átomos a otra. [18]

Por lo tanto, la frecuencia con que los embriones de tamaño crítico i^* crecen al tamaño (i^*+1) , es decir, se transforman en núcleos estables, será proporcional a $[n(i^*) \cdot D]$. Luego, reemplazando:

$$\dot{N} = K \cdot \exp\left(-\frac{\delta G^* + Q}{k \cdot T}\right) \quad (11)$$

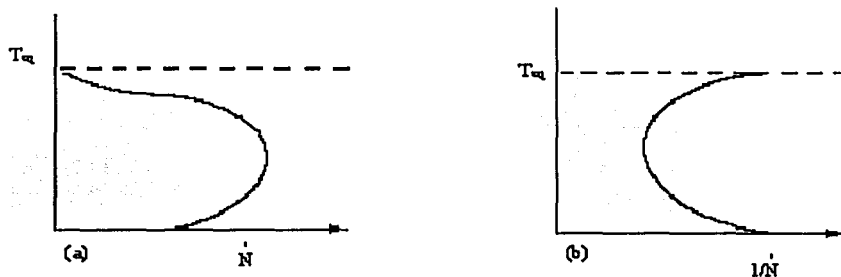
pero considerando que:

$$\delta G^* \propto \frac{1}{\delta G_v^2} \propto \frac{1}{\delta T^2}$$

tenemos:

$$\dot{N} \propto \exp\left(\frac{-C}{\delta T^2 \cdot T}\right) \cdot \exp\left(\frac{-Q}{k \cdot T}\right) \quad (12)$$

y por consiguiente la curva (\dot{N}) vs T presenta un máximo, porque el primer término se hace igual a 0 para $T = T_{eq}$ y también para $T = 0$.



La Figura 1.3-1 muestra la variación de (\dot{N}) con T y también el tiempo para completar la nucleación, que corresponde al recíproco de (\dot{N}) .

Una característica importante de la cristalización de los sólidos es que a presión constante poseen una temperatura característica de equilibrio sólido / líquido, T_E . Solamente a esta temperatura existe el equilibrio, por lo tanto, podemos decir que las energías libres del sólido y del líquido son iguales. A una temperatura mayor a T_E , la fase líquida posee una energía libre menor que la fase sólida siendo, por lo tanto, la fase estable. Análogamente, a temperatura menor a T_E , la fase sólida posee una energía libre menor que la fase líquida, luego, la fase estable es la sólida.

Cabe señalar que si el líquido se enfría a una temperatura menor que T_E no se produce la cristalización en forma inmediata, se requiere de un cierto grado de sobreenfriamiento para que el proceso de solidificación comience, como se muestra en la figura 1.3-2.

El diagrama Temperatura (T) Vs. tiempo (t) tendrá la siguiente forma para la solidificación de un metal puro:

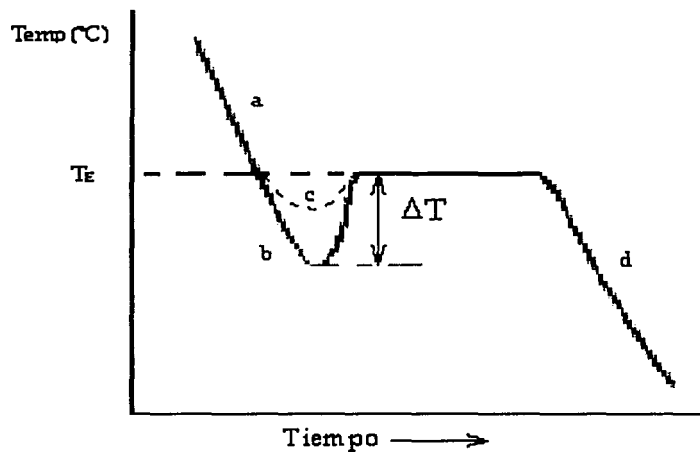


Figura 1.3-2 . Curva de enfriamiento en un metal puro. Temperatura Vs. Tiempo.

El líquido es enfriado hasta T_E , corresponde a la zona a.

El líquido debe ser sobreenfriado en una cantidad ΔT para comenzar la nucleación. El ΔT será mayor para nucleación homogénea, (curva b), que para nucleación heterogénea, (curva c).

Si continúa el crecimiento de los núcleos, se eleva la temperatura hasta T_E , producto del calor latente de solidificación, y de esta manera se mantiene constante esta temperatura.

Cuando se aplica la regla de las fases de Gibbs⁹ al período de tiempo en que coexisten sólido y líquido, $L = 1 + 1 - 2 = 0$, se observa que la solidificación debe ser a temperatura constante, por consiguiente, el sobreenfriamiento inicial desencadena el proceso de nucleación de sólidos, para luego elevarse la temperatura y el resto del proceso de solidificación ocurre a temperatura constante.

1.4 Crecimiento de los núcleos

Una vez formados los núcleos, un cierto número de ellos crecerá. El crecimiento depende del cambio de energía libre, (ΔG_s), que ocurre en la interfase cuando un número N_A de átomos se agrega como una nueva capa a los N átomos que ya pertenecen al sólido. ΔG_s es función de los siguientes parámetros o variables:

Cambio de energía libre:

$$\Delta G_s = f(\Delta S_f, g(N_A, N), T_E) \quad (13)$$

donde:

- ΔS_f = entropía de fusión del material
- T_E = temperatura de la transformación (K)
- $g(N_A, N)$ = factor de probabilidad

El crecimiento de los núcleos puede ser:

Según caras planas.

Según caras irregulares.

⁹ Ver capítulo 3

Si $\Delta S_f \leq 2R$, (R -radio de nucleación), entonces ΔG_s adquiere un valor mínimo para $\frac{N_A}{N} \approx 0.5$.

Esta situación produce crecimiento con superficie irregular a escala atómica, es decir, caras irregulares, en los cuales las superficies tienden a cubrirse con nuevos átomos sólo en un 50 %.

Si $\Delta S_f > 2R$, entonces ΔG_s alcanza mínimos para fracciones $\frac{N_A}{N}$ cercanos a 0 ó a 1; obviamente el cristal crecerá cuando $\frac{N_A}{N} \approx 1$ y no cuando es cercano a 0, el núcleo crecerá por capas completas, generando caras planas, con planos cristalográficos característicos.

Los metales, normalmente, tienen $\Delta S_f < 2R$, por lo tanto, su crecimiento será irregular, y sus cristales presentarán superficies externas de formas irregulares. En cambio, los metaloides como el Bi, Ga, Sb, As y los semiconductores Si, Ge tienen $\Delta S_f > 2R$ y crecen con caras planas, observándose en ellos el típico aspecto "cristalino", que se puede observar en las siguientes imágenes. (Figura 1.4-1)

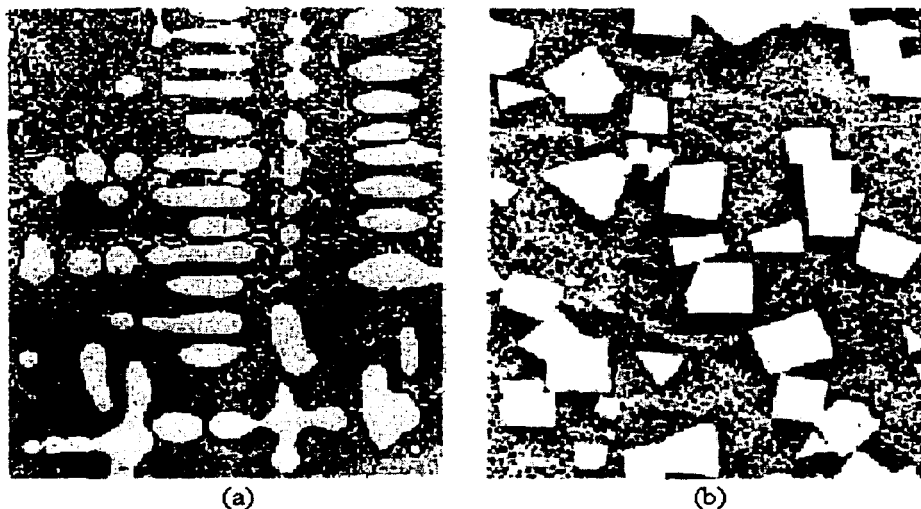


Figura 1.4-1 (a) Imagen de un crecimiento irregular de núcleos. (b) Imagen del crecimiento regular de núcleos, aspecto cristalino. La fuente no proporciona el número de aumentos [24].

1.5 Crecimiento estable e inestable de cristales metálicos

La forma de crecimiento de un sólido en un líquido depende del gradiente de temperatura delante de la interfase sólido-líquido, (S-L). Como se señaló anteriormente, para producir solidificación es necesario sobreenfriar el líquido por abajo de la temperatura de fusión T_f ; al formarse una cierta cantidad de sólido se expulsa calor latente el cual eleva la temperatura de la interfase S-L produciéndose alguna de las siguientes situaciones:

- **Gradiente positivo de temperatura delante de la interfase S-L**

Cuando se tiene un gradiente de temperatura positivo, el calor debe ser extraído por el sólido. El movimiento de la interfase es controlado por la cantidad de calor removido a través del sólido. Además la interfase debe ser isotérmica y moverse con velocidad uniforme. Si una protuberancia de sólido avanza hacia el líquido ésta se encuentra con líquido sobrecalentado y se disuelve. Se produce así un crecimiento con una interfase de forma plana o redondeada, pero sin protuberancias. (Figura 1.5-1). Nota: Un frente de solidificación plano no tiene nada que ver con el crecimiento de caras planas.

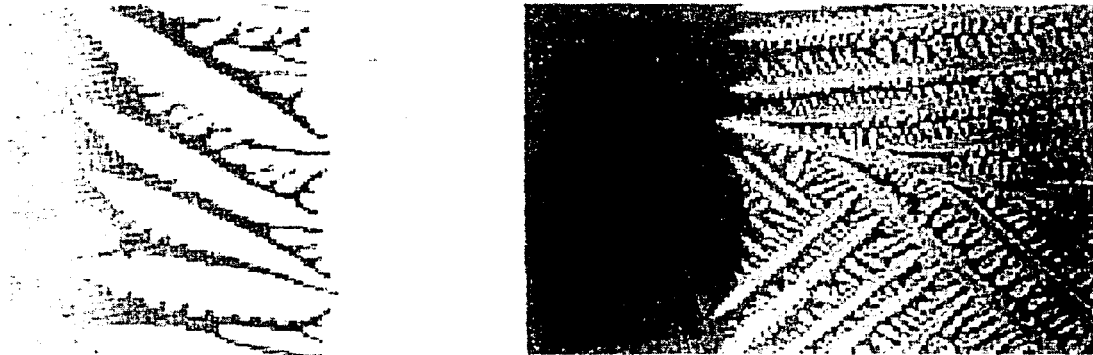


Figura 1.5-1 Crecimiento de sólidos con una interfase de forma plana o redondeada pero sin protuberancias. La fuente no proporciona aumentos [24].

- **Gradiente negativo de temperatura delante de la interfase S-L.**

Cuando se tiene un gradiente de temperatura negativo el calor puede ser extraído tanto por el sólido como por el líquido, por lo tanto, el movimiento de la interfase no es controlado por la cantidad de calor removido a través del sólido. Al desencadenarse el proceso de solidificación, se desprende calor latente que eleva la temperatura de la interfase S-L, de esta manera es posible que delante de la interfase se genere un gradiente negativo de temperatura. Si una protuberancia sólida avanza, se encontrará con líquido sobreenfriado y ésta tenderá a crecer aún más hacia el interior del líquido. Por lo tanto, la interfase S-L avanzará con protuberancias puntiagudas llamadas **dendritas** (forma de árbol), de esto se deduce que la interfase plana es inestable en este caso. (Figura 1.5-2)

El gradiente positivo de temperatura delante de la interfase S-L donde se da un crecimiento de las dendritas no es simplemente el avance de alguna protuberancia en la interfase. Los brazos de las dendritas crecen en ciertas direcciones cristalográficas específicas, determinadas por la estructura cristalográfica de cada metal:

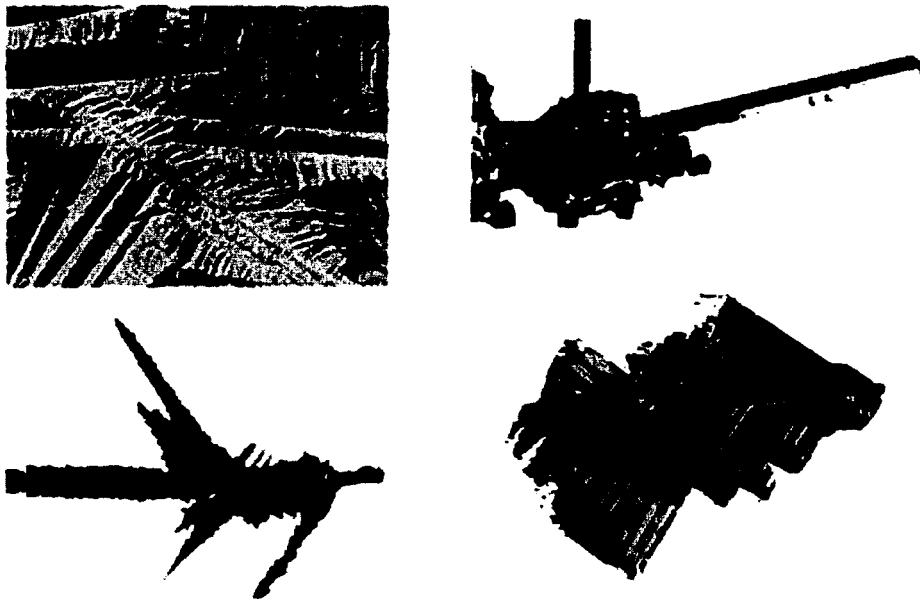





Figura 1.5-2 . Casos de gradiente negativo de temperatura delante de la interfase S-L, donde se da un crecimiento de sólidos con protuberancias puntiagudas dendritas. Interfase plana inestable. Sin aumentos en la fuente [18].

Tabla 1.

Estructura Cristalina	Dirección de crecimiento de los brazos de dendritas
CCC 	< 100 >
CC 	< 100 >
HEC ¹⁰ 	< 10T0 >

1.6 Velocidad de crecimiento de la nueva fase

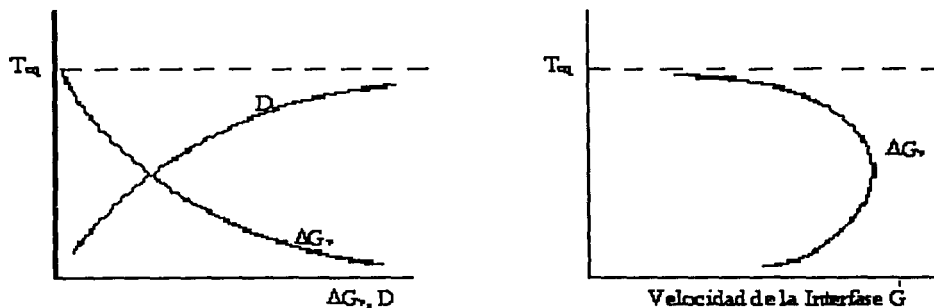
La nueva fase crece por migración de la interfase $\alpha - \gamma$, esta velocidad \dot{G} es controlada por una combinación de :

- δG_v representa la fuerza impulsora de la transformación
- D simboliza el coeficiente de difusión de los átomos que se mueven para formar la nueva fase

Combinando efectos se tiene:

$$\dot{G} \propto \delta G_v \cdot D \propto \delta T \cdot \exp\left(\frac{-Q}{k \cdot T}\right) \quad (14)$$

En este caso, la curva \dot{G} v/s T también presenta un máximo a una temperatura intermedia entre 0 y T_{eq} . (Figura 1.6-1)



La Figura 1.6-1 muestra esquemáticamente la variación de δG_v , D y con la temperatura.

¹⁰ Hexagonal de Empaquetamiento Compacto [20]

\dot{G} se controla por la fuerza impulsora de la reacción y por la difusión de átomos hacia el núcleo que crece.

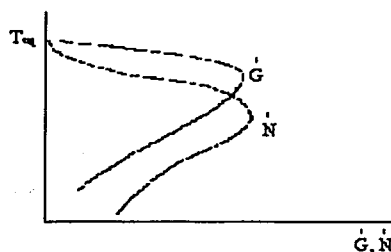


Figura 1.6-2 Diagrama T_{eq} vs. \dot{G} \dot{N}

Si la transformación se realiza a T_{eq} (Figura 1.6-2) tenemos:

\dot{G} es alta y \dot{N} es baja, por lo tanto, el grano final de la fase que está nucleando será grande, si la transformación se llevara a cabo a una temperatura donde ocurriera lo contrario, que \dot{N} fuera alta y \dot{G} baja, el grano final de la fase que está nucleando será chico.

Cabe señalar que también es posible obtener granos gruesos si el enfriamiento es lento, cosa que ocurre al dejar enfriar un metal en el horno. Así también, un grano fino puede obtenerse con enfriamiento rápido.

La Figura 1.6-3 (a) muestra la variación de la velocidad total de la transformación (incluyendo los efectos de la velocidad de nucleación y de crecimiento) con la temperatura.

La Figura 1.6-3 (b) muestra las curvas tiempo-transformación para completar diversas fracciones de transformación en función de la temperatura, éstas son conocidas como curvas $T-T^{11}$, indican el tiempo necesario para alcanzar un cierto grado de transformación del material isotérmicamente.

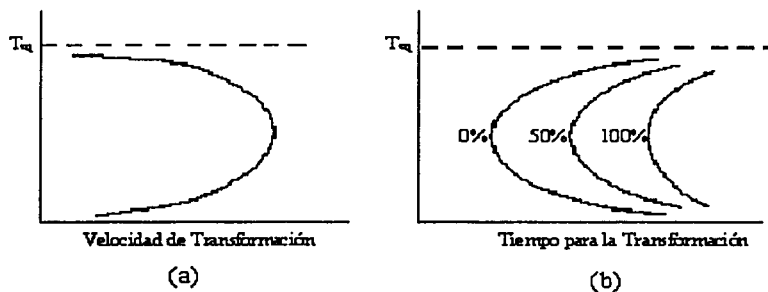


Figura 1.6-3 Diagramas T_{eq} vs. Velocidad de transformación.

¹¹ Ver capítulo 4

1.7 Redistribución del soluto en la solidificación de aleaciones¹²

Dependiendo de la velocidad de enfriamiento se presentan en las aleaciones dos tipos de solidificación:

- Si la solidificación es extraordinariamente lenta, ésta ocurre según el diagrama de equilibrio de fases.
- En la práctica, la velocidad de enfriamiento es mayor a la ideal y por ello se produce una distribución inhomogénea del soluto en la matriz, esto es conocido como **segregación**¹³.

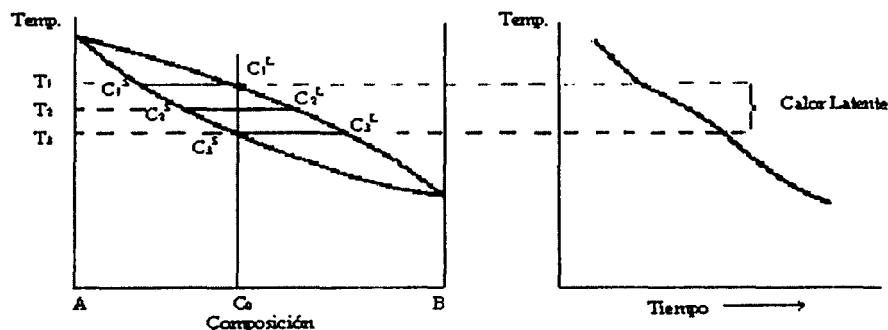


Figura 1.7-1 . Representación grafica de la correspondencia al cambio de calor latente respecto al equilibrio de enfriamiento de una aleación de composición C_0 .

Primer caso

Para el enfriamiento de equilibrio de una aleación de composición C_0 , Figura 1.7-1, consideraremos que no hay barreras para la nucleación de la fase sólida, es decir, que no será necesario un sobreenfriamiento de la fase líquida para que ésta comience, y que el enfriamiento será lo suficientemente lento como para permitir que los gradientes de concentración cambien suavemente.

A temperatura T_1 , el primer sólido que nuclea tiene composición C_1^S , (cabe señalar que esta es la composición del sólido que se encuentra en equilibrio con el líquido C_0 o C_1^L a la temperatura T_1). Al disminuir la temperatura el líquido continúa enriqueciéndose en B y va aumentando el tamaño de los núcleos, (crecimiento), por adición sucesiva de nuevas celdas cristalinas que contienen proporciones mayores del metal disuelto. Por ejemplo, a una temperatura T_2 , la composición del sólido es C_2^S y la del líquido C_2^L .

¹² Se entiende en principio por aleación la sustancia obtenida por fusión de dos o más elementos. [14]

¹³ La segregación es la variación de la distribución del soluto en una fase única, debido a la solidificación fuera del equilibrio. Se debe a que la composición del sólido y del líquido no son iguales a determinada temperatura. [21]

La solidificación prosigue hasta que la última gota del líquido, de composición C_3^L , solidifique a temperatura T_3 en un sólido de composición C_3^S .

De este modo, bajo las condiciones de enfriamiento en equilibrio la composición final del sólido es uniforme, y es exactamente igual a la composición del líquido del cual se comenzó.

Segundo caso

Un proceso de enfriamiento normal en la industria se realiza en unos pocos minutos o a lo más unas pocas horas, por lo cual las condiciones de equilibrio no se logran. Al solidificar el metal, se producen gradientes de concentración que no logran equilibrarse debido al insuficiente tiempo del que se dispone.

A la temperatura T_1 , el primer sólido que nuclea tiene composición C_1^S , (Figura 1.7-2). Al bajar la temperatura, en los casos reales, la velocidad de enfriamiento es relativamente rápida y no hay tiempo de homogeneizar la composición del sólido, ya que la difusión en este estado es más lenta que en el líquido, por consiguiente, hay un gradiente de concentración de soluto entre las partes que solidificaron primero y las que lo hicieron al final. Debido a lo anterior, el promedio de concentración de soluto en el sólido seguirá la línea de trazos, y a T_3 todavía quedará líquido aún cuando, en equilibrio éste debería haber desaparecido y la composición promedio del sólido será inferior a C_0 . Por tanto, la solidificación continuará hasta que la composición promedio del sólido sea igual a C_0 , esto ocurre a la temperatura T_5 , y el sólido formado tendrá concentraciones de soluto mayores que C_0 , debido a la gran concentración de soluto en el líquido hacia el final de ésta.

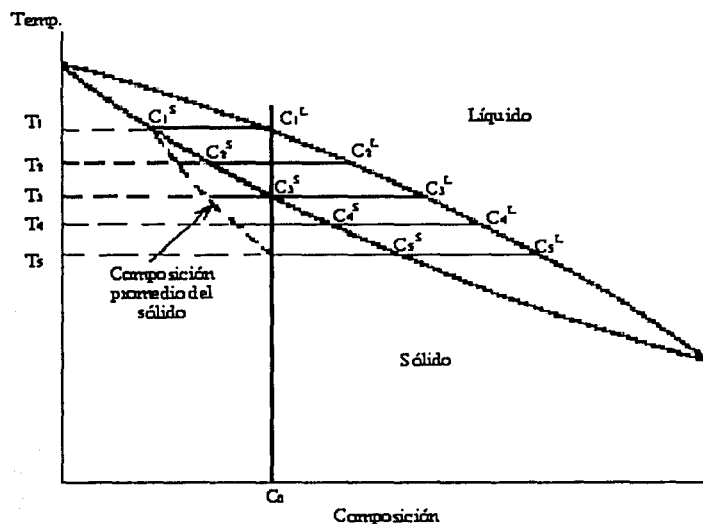


Figura 1.7-2 Diagrama Temperatura vs. Tiempo

Debido a los gradientes de concentración de soluto, el ataque superficial de la muestra metalográfica presenta diferencias de tonalidades, (Figura 1.7-3). Especialmente notable es la fuerte acumulación de soluto en el sólido formado al final del proceso, lo que produce una coloración muy destacada de estas zonas.

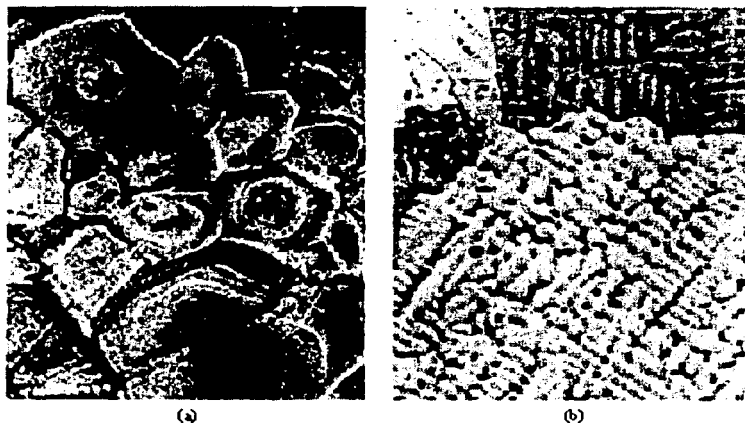


Figura 1.7-3 . (a) metalografía que muestra distintas tonalidades debido a los gradientes de concentración de soluto en la matriz. (b) microfotografía ampliada de una sección con concentración de soluto. Sin aumentos en la fuente [23].

La segregación de soluto, que se observa en la Figura 1.7-3, genera en las regiones solidificadas al final, zonas de menor punto de fusión que el esperado para la aleación; esto es peligroso si se hacen tratamientos térmicos posteriores, porque ciertos lugares pueden llegar aún al punto de fusión. Esta segregación puede reducirse mediante un tratamiento de recocido de homogenización, que consiste en calentar por tiempo prolongado la pieza sólida, para que por difusión se homogenice el contenido de soluto. Como este proceso es caro, se realiza sólo si se justifica.

La variación en la composición de una estructura segregada entre los centros y bordes de los granos depende de la velocidad de enfriamiento, la separación entre las curvas sólidas y líquidas¹⁴, y la composición inicial de la aleación. De lo anterior se deduce que el gradiente de concentración crece con la velocidad de solidificación y con el aumento de la separación entre las curvas sólidas y líquidas.

¹⁴ Uno de los elementos que integran los diagramas de fases son las curvas de liquidus y solidus, la línea de liquidus es aquella que se obtiene al unir los puntos que muestran el inicio de la solidificación mientras que la de solidus, unen los puntos que muestran el final de dicha solidificación. [17]

1.8 Estructuras características de lingotes

Los lingotes nunca son usados directamente en aplicaciones comerciales, es decir, son productos intermedios, destinados a ser transformados en otros productos, mediante deformación plástica, tales como: barras, tubos, planchas, alambres y perfiles. Los procesos usuales para obtener estos productos son:

- Laminado en caliente y en frío
- Forja
- Extrusión
- Trefilación.

La calidad de un lingote para su posterior conformado plástico depende de dos características principales:

- El tipo de grano, es decir, la forma, el tamaño y la orientación de éstos.
- La ubicación y distribución de heterogeneidades de composición.

En la estructura del lingote, Figura 1.8-1, pueden distinguirse tres zonas, dependiendo del tipo de grano que se ha desarrollado durante el enfriamiento y su ubicación, como son:

- Zona Fría**
- Zona Columnar**
- Zona de Granos Equiaxiales**

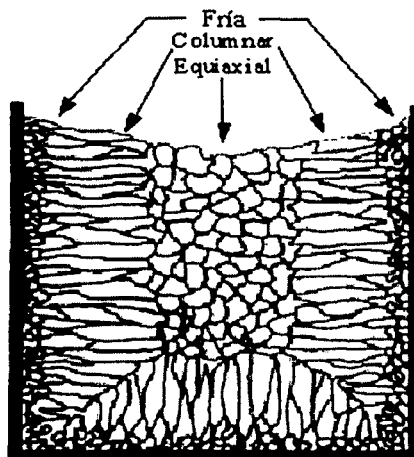


Figura 1.8-1 Representación de la estructura interna de un lingote.

A. Zona Fría.

Corresponde a una zona de enfriamiento rápido. Ésta se forma en la superficie del molde debido al gran sobreenfriamiento que sufre el metal líquido al entrar en contacto con el molde frío. Debido a esto, la nucleación será heterogénea y su velocidad rápida, produciendo una abundante nucleación de cristales pequeños más o menos equiaxiales y de crecimiento dendrítico.

La extensión de la zona fría depende de las varias condiciones tales como:

- Material del molde
- Temperatura del líquido al verterlo en el molde
- Temperatura del molde
- Conductividad térmica del molde

Cuando el líquido está sobrecalentado y las paredes del molde están frías, la zona fría será estrecha, pero si el líquido es vaciado al molde a una temperatura levemente superior a la de solidificación, habrá una zona más amplia de líquido sobreenfriado produciéndose más nucleación, y por lo tanto, la zona fría será más ancha. De aquí podemos deducir que: la zona fría decrece con la mayor temperatura del metal líquido (sobrecalentamiento) y con el precalentamiento del molde; si estas condiciones de temperatura se extreman, la zona fría puede hacerse imperceptible.

B. Zona Columnar

Se origina en aquellos granos de la zona fría, continuando su crecimiento hacia el centro del lingote, pues están favorablemente orientados para crecimiento rápido debido a la transferencia de calor, como se muestra en la Figura 1.8-2.

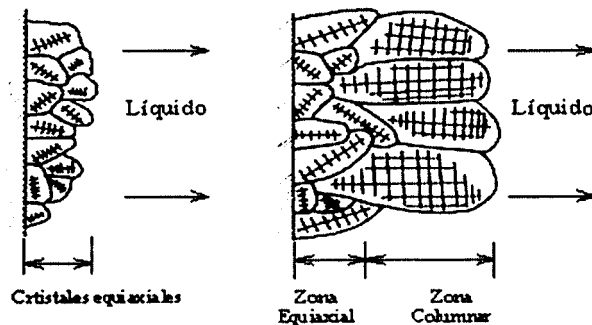


Figura 1.8-2 Desarrollo de la zona columnar.

En metales cúbicos de cara centrada, (CCC) y cúbicos de cuerpo centrado (CC) las direcciones de crecimiento rápido de las dendritas son las de la familia (100); se desarrollarán más aquellos granos con direcciones de crecimiento rápido paralelas a la dirección de extracción de calor.

La existencia de una zona columnar produce orientaciones preferenciales de los cristales en el lingote y por consiguiente produce anisotropía de las propiedades mecánicas, lo que hace indispensable la deformación plástica posterior. Es importante destacar que el crecimiento de los granos columnares no es sólo en su longitud, sino también en su diámetro y que los bordes de grano "recogen" impurezas.

C. Zona central de granos equiaxiales

El líquido de la región central puede sobreenfriarse tanto por efectos térmicos así como por sobreenfriamiento constitucional¹⁵ (SEC); de esta manera, se desarrolla una zona central de granos equiaxiales.

En las aleaciones es importante el SEC, pues promueve el desarrollo de la zona equiaxial central. Este sobreenfriamiento se produce cerca del centro del lingote debido a que:

- Algunos cristales formados en la zona fría son barridos desde las paredes del molde por corrientes de convección hacia el interior del lingote. Si la temperatura de vaciado del líquido es baja, estos cristales no serán completamente refundidos y servirán como cristales-semillas en la parte central del lingote.
- En aleaciones, las dendritas celulares de la zona columnar crecen con un gradiente de concentración. Las heterogeneidades químicas permiten que algunos brazos secundarios o terciarios de las dendritas se separen de la rama principal y sean barridos hacia el centro del lingote por corrientes de convección. (Figura 1.8-3)

¹⁵ El sobreenfriamiento constitucional resulta cuando un sólido solidifica con una composición diferente que la del líquido del cual se forma.[22]

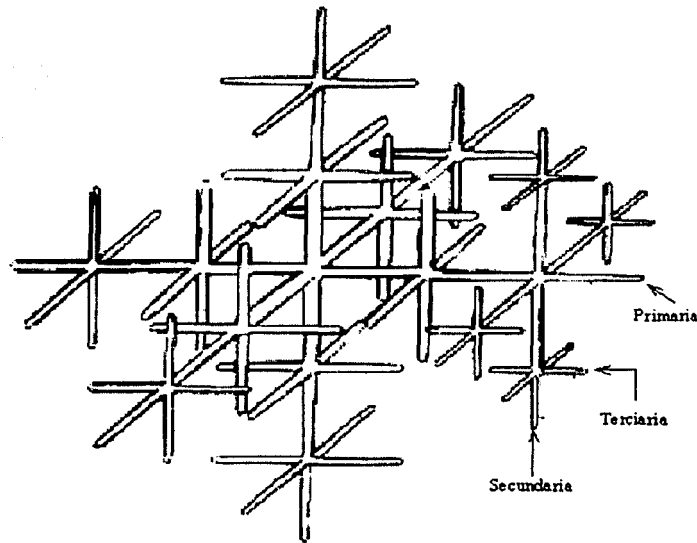


Figura 1.8-3 Representación del crecimiento brazos dendríticos.

Existe una tercera posible forma de generación de la zona equiaxial, la cual señala que esta zona se puede formar por la precipitación de pequeños cristales desde la cara superior del lingote donde el líquido ha sido enfriado por pérdidas de calor por radiación.

La Figura 1.8-4 muestra que diferentes lingotes de una aleación cobre-aluminio de distinto grado de pureza, en los cuales se observa que la proporción de granos columnares se reduce considerablemente respecto a los granos equiaxiales. Con menor sobrecalentamiento del líquido y con mayor nivel de soluto de cobre en el de aluminio, estas condiciones producen un refinamiento de los granos del lingote.

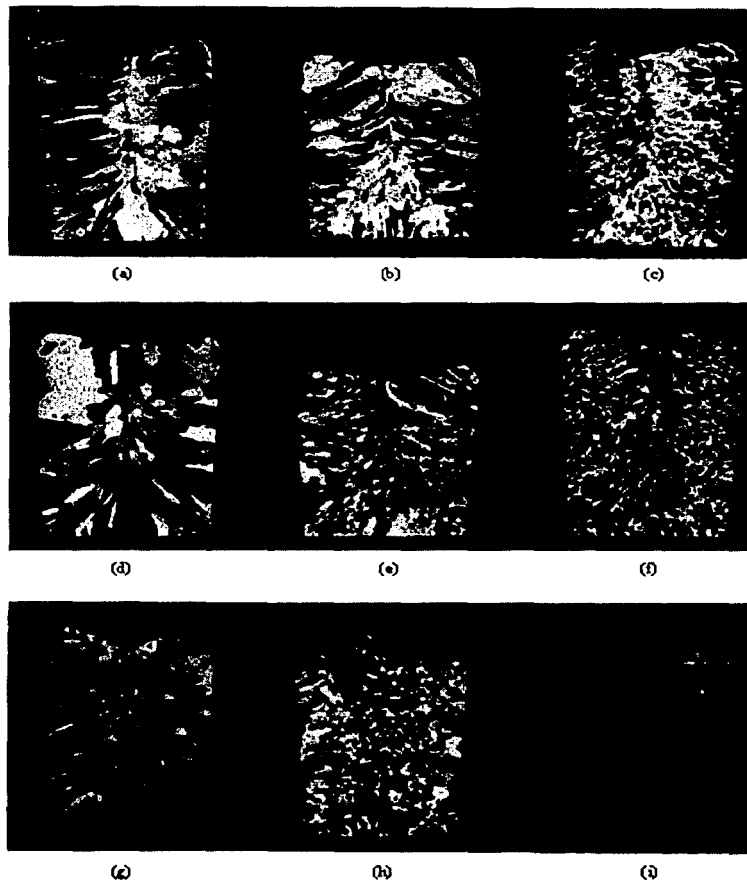


Figura 1.8-4 . Lingotes de una aleación de Cu-Al de distinto grado de refinamiento de granos.

El menor sobrecalentamiento implica un gradiente menor de temperatura en el líquido que es enfriado, por tanto, la nucleación de granos sólidos se inicia en todas las partes del lingote, lográndose así un grano final más fino. Con mayor nivel de soluto de Cu se genera una región más amplia con sobreenfriamiento constitucional, esto incrementa la zona de nucleación simultánea produciendo así un refinamiento del grano.

Para disminuir o eliminar la zona columnar en la colada continua se ha ensayado la aplicación de un campo magnético que agite el líquido, y que por ende quiebre los brazos dendríticos y forme nuevos núcleos.

La segregación de soluto puede aún llevar a la formación de segundas fases en aleaciones que en sí son monofásicas, ejemplo de esto se ve en la Figura 1.8-5 (a), en una aleación Cu-5% Sn; la segunda fase puede ser eliminada mediante un recocido de homogenización, Figura 1.8-5 (b), pero este proceso es costoso porque se efectúa a alta temperatura y por tiempo prolongado.

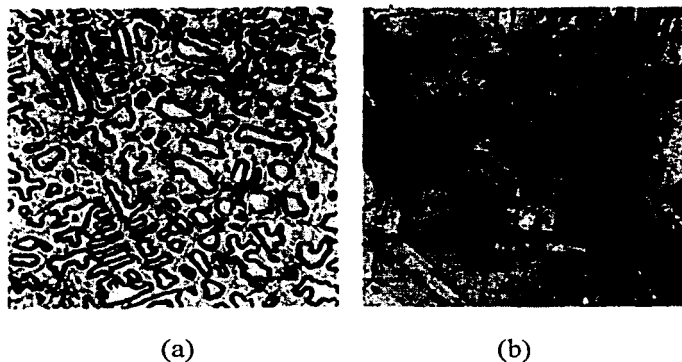


Figura 1.8-5 . (a) formación de segundas fases en una aleación monofásica por segregación de soluto. Aleación Cu-5% Sn. (b) eliminación de la segunda fase por medio de un recocido de homogenización en la misma aleación.

1.9 Solidificación de eutécticos ¹⁶

La solidificación, en enfriamiento lento, sigue las reglas de los diagramas de fases ya conocidas, que son:

- Completa miscibilidad en estado líquido y miscibilidad parcial en estado sólido.
- Las líneas líquidus y solidus tiene un coeficiente de partición menor a la unidad.

Las dos líneas líquidus, se juntan en el punto eutéctico E, a través de este punto se dibuja una isoterma¹⁷ que conecta las soluciones sólidas terminales. (Figura 1.9-1)

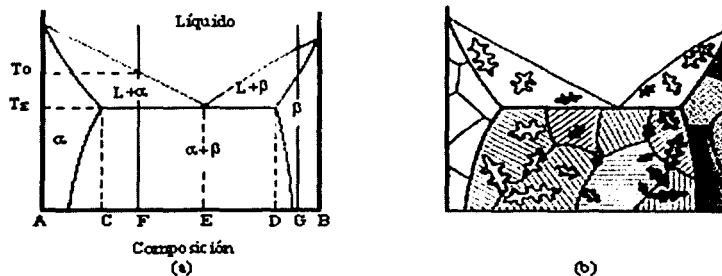


Figura 1.9-1 . (a) diagrama de fases donde se aprecia una aleación de composición eutéctica. (b) representación esquemática de la composición de fases.

Cuando una aleación de composición eutéctica E comienza a solidificar hay tres fases presentes: una fase líquida, L, y dos soluciones sólidas, α y β . La solidificación del líquido eutéctico comienza con la deposición simultánea de las soluciones sólidas α y β , de composición C y D respectivamente, la temperatura permanece invariante hasta que todo el líquido haya solidificado, lo que se explica mediante la regla de las fases de Gibbs. Bajo la línea eutéctica se encontrarán dos fases sólidas, α y β , teniéndose nuevamente un grado de libertad lo que permite que la temperatura continúe disminuyendo.

¹⁶ La mezcla mecánica de dos (o más) tipos de cristales resultantes de la cristalización simultánea de un líquido se llama eutéctica. Eutéctica significa en griego "que funde bien". Por otra parte, la transformación eutéctica se caracteriza por una composición de la aleación que tiene una temperatura de solidificación o de fusión menor que cualquiera de los puntos de fusión de los dos componentes puros que constituyen la aleación. [16]

¹⁷ Isoterma. es la línea que constituye el lugar geométrico de los puntos de un sistema que poseen igual temperatura. [17]

En cambio, una aleación de composición F comienza a solidificar a T_0 . Las dendritas de α aumentan desde T_0 hasta T_E . A una temperatura levemente superior a T_E hay :

Dendritas de α : de composición C, con $\%(\alpha) = (EF / CE) \times 100$

Líquido: de composición eutéctica, con $\%(\text{liq}) = (CF / CE) \times 100$

Los compuestos formados en la zona delimitada por las líneas líquidas y la isoterma del eutéctico y las líneas solidus se conocen como compuestos proeutécticos.

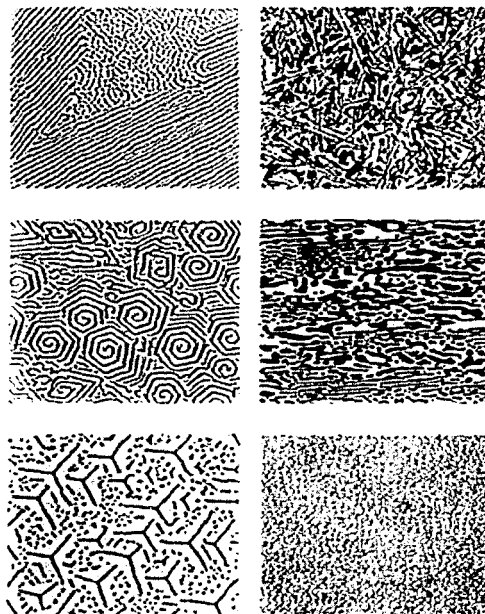


Figura 1.9-2 . Fotos de solidificación de fases α y β en un líquido.

Al enfriar por debajo de T_E , todo el líquido solidifica como eutéctico, las fases α y β solidifican estrechamente ligadas entre sí. Esto ocurre en diversas formas que se muestran en la Figura 1.9-2.

Por otra parte, en una aleación de composición G, se observa que: si el enfriamiento es lento, se obtendrá una solución sólida homogénea; en cambio, si el enfriamiento es bajo condiciones normales, pero rápido, existirá material eutéctico entre granos de solución sólida β , debido a la segregación interdendrítica.

El diagrama temperatura-tiempo para el enfriamiento de una aleación de composición C a partir del líquido se muestra en la Figura 1.9-3:

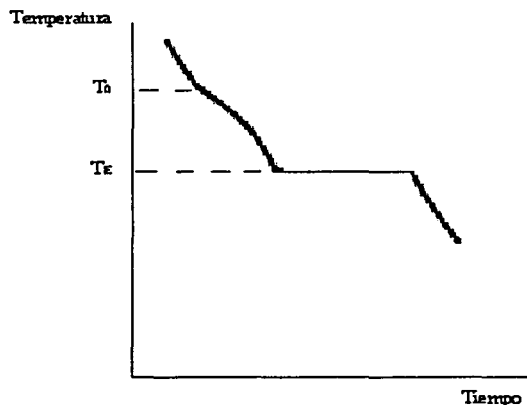


Figura 1.9-3 Diagrama Temperatura vs. Tiempo para el enfriamiento de una aleación de composición C a partir del líquido

A la temperatura eutéctica T_E , la reacción es isotérmica porque de acuerdo a la regla de las fases de Gibbs la transformación tiene 0 grados de libertad a presión constante:

$$L = 2 + 1 - 3 = 0 \quad (p = \text{cte.})$$

Entre T_0 y T_E la formación de fase α sólida retarda el enfriamiento por la entrega de calor latente que se produce con el paso de líquido a sólido.

Existen diversos tipos de eutécticos: **laminar, de barras, globular y acicular**. La forma del eutéctico dependerá en gran medida de la energía de superficie, $\gamma_{\alpha-\beta}$, entre la fase α y la β :

- Si $\gamma_{\alpha-\beta}$ es independiente de la orientación de la interfase, el eutéctico tiende a ser de barras.
 - Si $\gamma_{\alpha-\beta}$ depende de la orientación de la superficie respecto de las direcciones cristalográficas de ambas fases, entonces el eutéctico es laminar.
 - El eutéctico globular minimiza el $\gamma_{\alpha-\beta}$ creado, (mayor volumen de fase β por menor área).
 - En el eutéctico acicular la matriz tiene crecimiento irregular y la fase acicular en forma plana.
- Los eutécticos laminar y de barras se forman cuando ambas fases son del tipo irregular, su velocidad de crecimiento es controlada por la difusión del soluto en el líquido, esto ocurre porque al formarse las dos fases sólidas, (α y β), se produce una fuerte redistribución de soluto. El movimiento de este último se produce por difusión en el líquido, delante de la interfase sólido-líquido, como se muestra en la Figura 1.9-4. Además es conveniente destacar el hecho que crecen con menor sobreenfriamiento que el globular, el cual requiere múltiples nucleaciones.

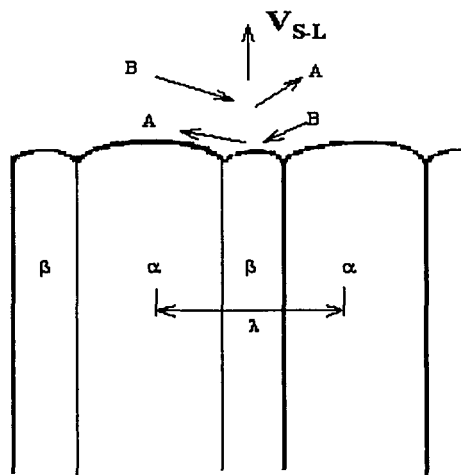


Figura 1.9-4 Difusión en el líquido, delante de la interfase sólido-líquido

Al aumentar la extracción de calor se disminuye el espaciamiento interlaminar (λ), esto permite incrementar la velocidad de solidificación del líquido eutéctico. Lo anterior se explica porque la difusión controla el avance de la interfase S-L, a una temperatura constante se puede lograr mayor velocidad de solidificación acortando la distancia de difusión y correspondientemente " λ ".

Se ha encontrado en eutécticos solidificados unidireccionalmente que :

$$\delta(\text{la min ar}) \propto \frac{1}{\sqrt{V_{S-L}}}$$

$$d(\text{barras}) \propto \frac{1}{\sqrt{V_{S-L}}}$$

El desarrollo de eutécticos sigue las etapas de nucleación y crecimiento. Usualmente nuclea una de las fases, por ejemplo α (fig.1.9-5 (a)), sobre ésta nuclea la fase β (fig.1.9-5 (b)) y adicionalmente mediante un puente de fase α se genera la segunda capa α (fig.1.9-5 (c)). Lo anterior podría hacer innecesaria la nucleación, ya que el crecimiento del eutéctico se puede llevar a cabo mediante puentes de fases.

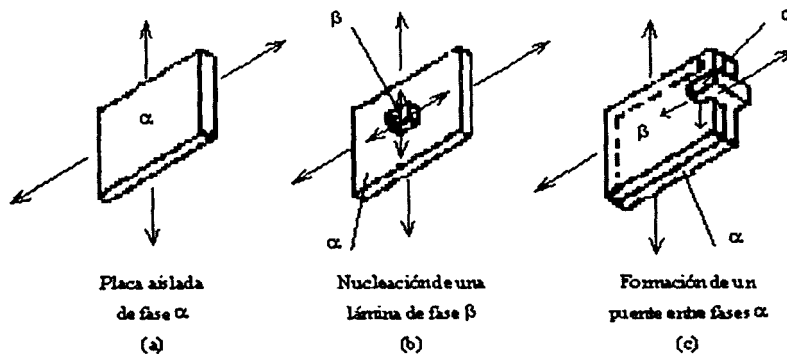


Figura 1.9-5 Etapas de nucleación y crecimiento de un eutéctico.

El crecimiento de un eutéctico es aproximadamente igual en todas direcciones formándose así colonias eutécticas más o menos esféricas como se puede apreciar en la Figura 1.9-6.

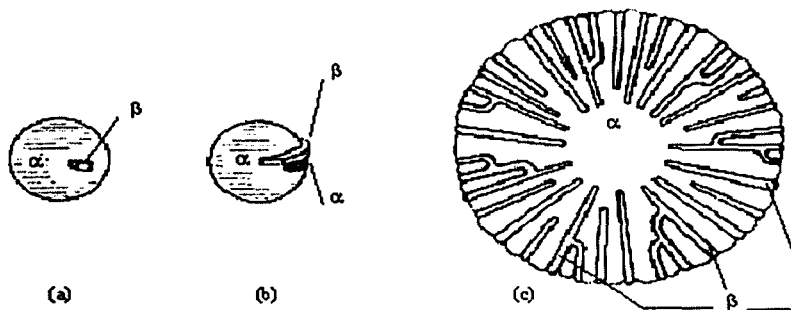


Figura 1.9-6 Colonias eutécticas.

Fundiciones de Hierro

Por su importancia industrial se analizará con más detalle la solidificación de aleaciones ferrosas y para esto es esencial observar en particular el diagrama de fases Fe-C. Figura 1.9-7

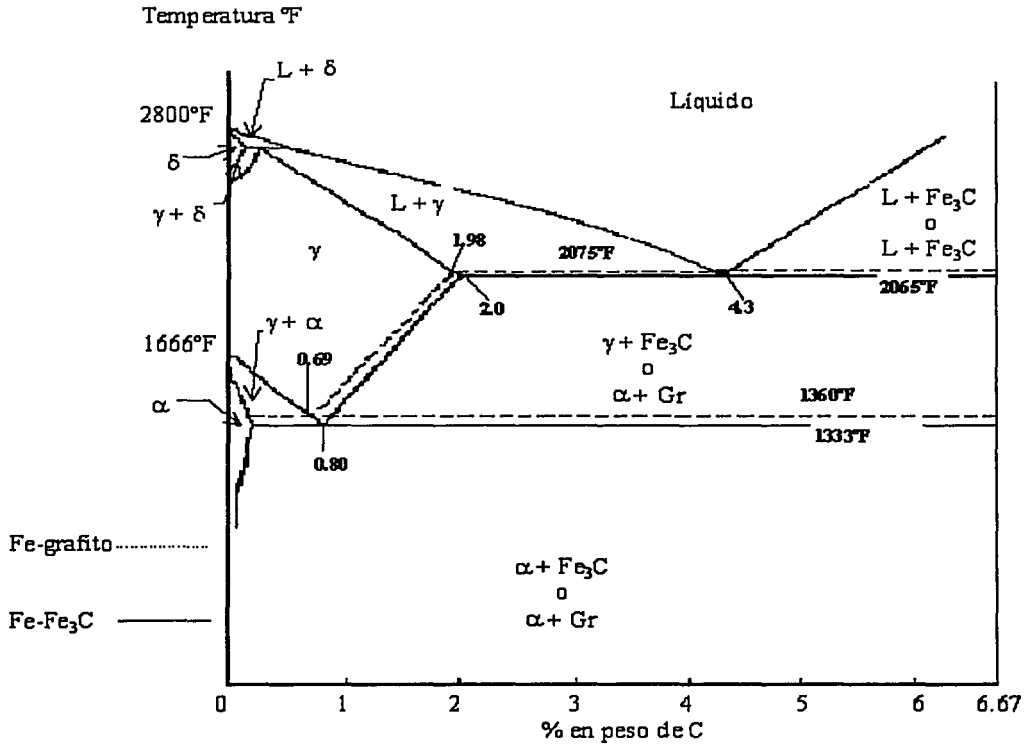


Figura 1.9-7 Diagrama Hierro - Carbono.

Se definirán a continuación los nombres que se han asignado a las estructuras que aparecen en este diagrama:

- A. **Cementita** o carburo de hierro contiene 6,67% de C en peso y su fórmula química es Fe_3C . Es un compuesto típicamente duro y frágil de baja resistencia tensil, pero de alta resistencia compresiva. Es la estructura más dura que aparece en el diagrama. Su estructura cristalina es ortorrómbica.
- B. **Austenita** es el nombre dado a la solución sólida γ . Es una solución sólida intersticial de carbono disuelto en hierro γ , cúbica de cara centrada (CCC). Su máxima solubilidad es del 2% de C. Generalmente no es estable a temperatura ambiente, salvo bajo ciertas condiciones especiales.
- C. **Ferrita** es el nombre dado a la solución sólida α . Es una solución sólida intersticial de una pequeña cantidad de carbono disuelta en hierro α cúbica de cuerpo centrado (CC). La máxima solubilidad que tiene es 0,025% de C, a temperatura eutectoide, y a temperatura ambiente disuelve 0,008% de C.
- D. **Perlita** es el nombre que recibe la mezcla eutectoide que contiene 0,8% de C y se forma a temperatura eutectoide en enfriamiento lento. Es una mezcla muy fina tipo laminar de ferrita y cementita. La base o matriz ferrítica blanca que forma la mayor parte de la mezcla eutectoide contiene delgadas placas de cementita.

Las fundiciones de hierro son aleaciones de Fe con 2 a 4% de C y usualmente con 1% de Si.

Una aleación de Fe 3% C puede solidificar según el diagrama de fases de equilibrio, Fe-Grafito, o según el diagrama metaestable, Fe- Fe_3C (cementita).

Si la composición es hipoeutéctica, por ejemplo 0.3 % de C, primero se forman dendritas irregulares de austenita proeutéctica, al llegar a la temperatura eutéctica, (1135 °C), el líquido restante solidifica como eutéctico de austenita- Fe_3C (ledeburita). Cuando se continúa el descenso de la temperatura y se va más allá de la temperatura eutectoide, (728 °C), la austenita se transforma en perlita. A menor temperatura no queda austenita sino que toda ella se ha transformado en perlita, Figura 1.9-8 (a).

Si la composición es hipereutética, sobre la temperatura eutética se forman dendritas planas de Fe_3C y al descender más allá de la temperatura eutética finalmente solidifica la matriz; igual que en el caso anterior la austenita se transforma en perlita al descender bajo la temperatura eutectoide, Figura 1.9-8 (b).



Figura 1.9-8 (a) solidificación de una composición hipoeutética, (b) solidificación de una composición hipereutética. Sin aumentos en la fuente [23]

Algunos elementos de aleación como el Cromo, (Cr), promueven la formación de la fundición blanca. El eutético de **solidificación lenta crece como colonias de austenita con grafito**, Figura 1.9-9 (a) y (b). Se forma así fundición gris. La presencia de silicio, Si, también promueve la fundición gris. Si se ataca fuertemente la superficie pulida de una fundición gris se observa con microscopio electrónico de barrido placas de grafito interconectadas entre sí Figura 1.9-9 (c); el eutético se constituye con las placas de grafito y entre ellas la austenita; a su vez, la austenita se transformará en perlita cuando la temperatura descienda de la eutectoide.

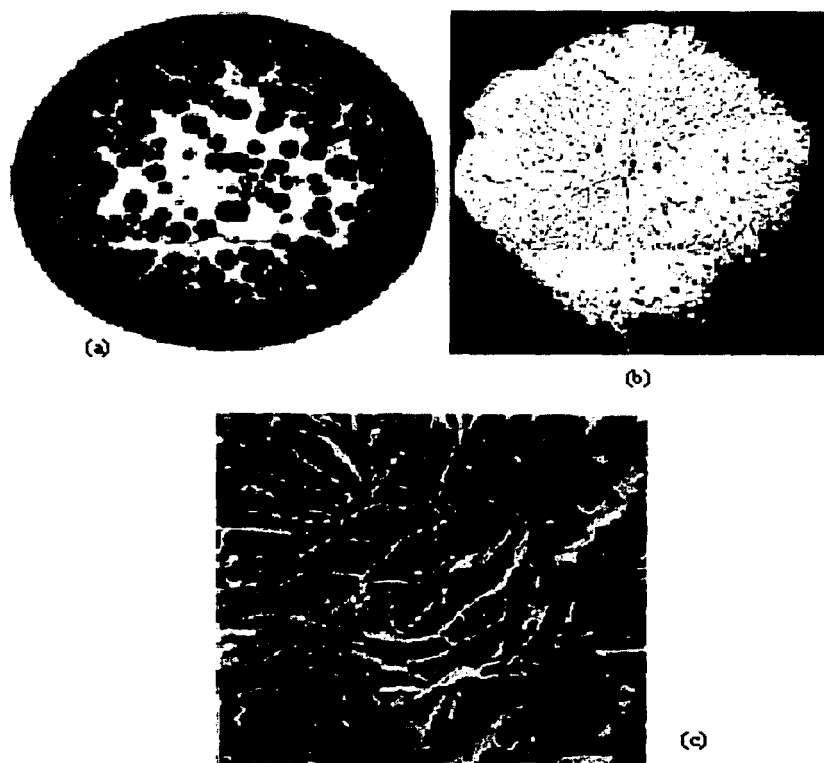


Figura 1.9-9 (a), (b), Colonias de austenita con grafito, en la figura (c) se aprecia como el eutectico se constituye en placas de grafito y entre ellas la austenita.
Sin aumentos en la fuente [24]

La adición de Cesio, (Ce), o Magnesio, (Mg), a la fundición gris, Fe-Grafito (Figura 1.9-10 (a)), altera fuertemente la morfología del grafito, en vez de crecer en forma de placas va tomando formas cada vez más redondeadas; con 0,13% en peso de Mg el grafito forma nódulos por lo cual la fundición se llama nodular, Figura 1.9-10 (b), (c). En la figura 1.9-10 (d) se observa la microfotografía de uno de los nódulos.

Esta fundición tiene grandes ventajas sobre la gris tales como:

- Mayor tensión de ruptura
- Mayor resistencia al impacto (tenacidad)

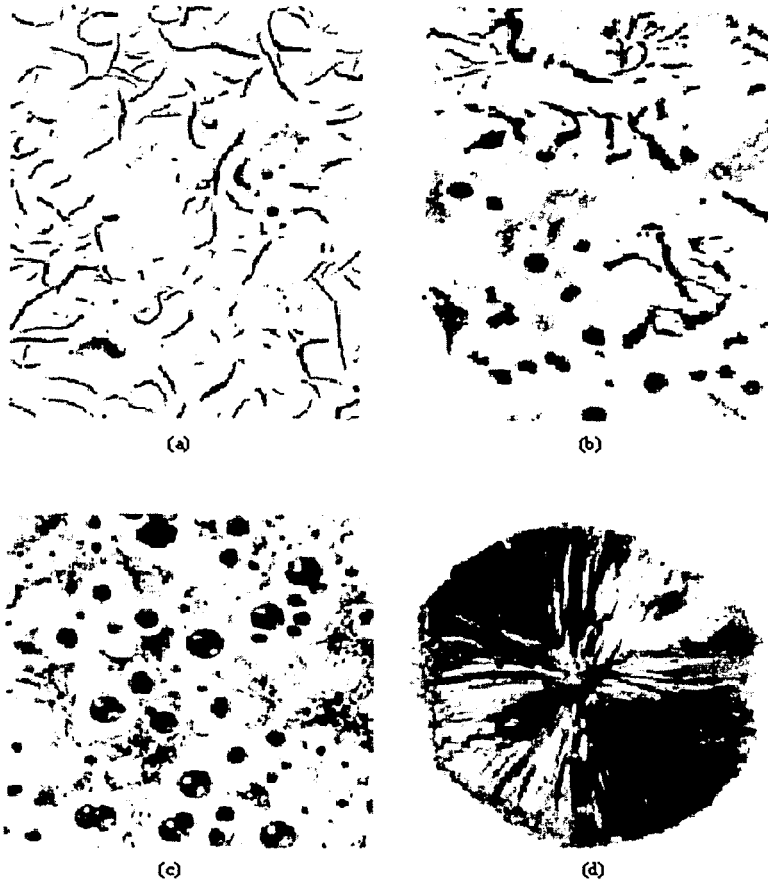


Figura 1.9-10 (a) Microfotografías de la morfología del grafito y de algunos nódulos (b),(c) y (d). La fuente no da aumentos [16]

La fundición nodular es competitiva con aceros fundidos. La forma esférica del grafito evita la concentración de tensiones en los bordes o en las aristas agudas, como ocurre en la fundición gris.

1.10 Solidificación de peritéticos ¹⁸

A una temperatura levemente superior a T_p , una aleación de composición C_0 contiene aproximadamente $\frac{1}{4} \alpha_p$ y $\frac{3}{4} L_p$, a T_p se produce la reacción peritética y aparece la fase β , por consiguiente habrá tres fases presentes. A una temperatura levemente inferior a T_p desaparece α y queda aproximadamente 50% β_p y 50% L_p . Figura 1.10-1 (a)

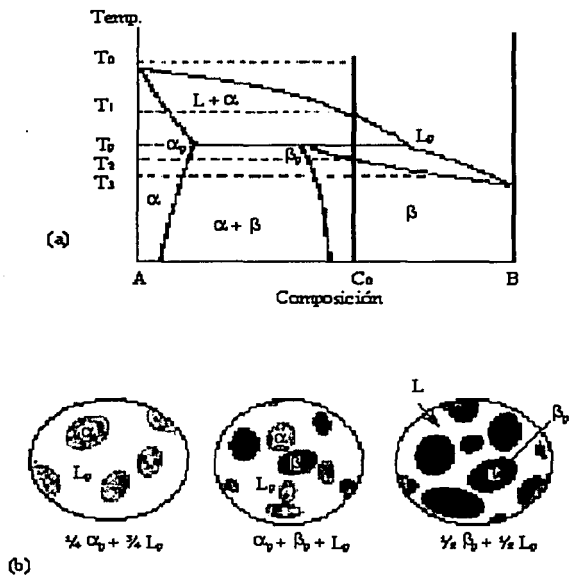


Figura 1.10-1 . (a) diagrama de fases que muestra una reacción peritética. (b) componentes presentes en las fases.

¹⁸ En la transformación eutéctica el líquido cristaliza formando dos fases sólidas. También es posible otro tipo de transformación invariante (equilibrio de tres fases.), en la cual el líquido reacciona con los cristales segregados antes y forma un nuevo tipo de cristales. La reacción de este tipo se llama peritética. [17]

La Figura 1.10-2 muestra el diagrama temperatura-tiempo para la solidificación de C_0 , con la transformación peritética a temperatura constante, (regla de las fases de Gibbs: $L = 2 + 1 - 3 = 0$)

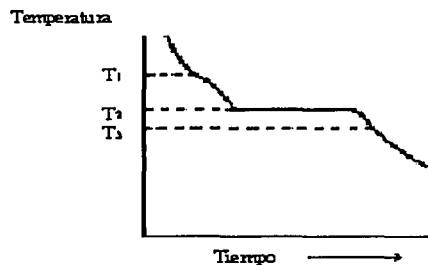


Figura 1.10-2 Diagrama Temperatura vs. Tiempo para la solidificación de C_D

Sin embargo, en la práctica, la solidificación ocurre en forma algo diferente, la disolución de la fase α sólida requiere de tiempo, lo que se puede lograr sólo con enfriamientos muy lentos. Normalmente, la solidificación se efectúa rápida y no se logran las condiciones de equilibrio.

Al ocurrir la transformación peritética, la fase β nuclea y crece en torno a las dendritas de α proeutéctica disolviendo algo de la fase α ; para β es más favorable nuclear heterogéneamente en torno a las dendritas de α que en el líquido. La fase α queda así rápidamente aislada del líquido por la fase β que la rodea y se corta la reacción peritética. Al bajar aún mas la temperatura la única solidificación que ocurre es la de más fase β . (Figura 1.10-3)

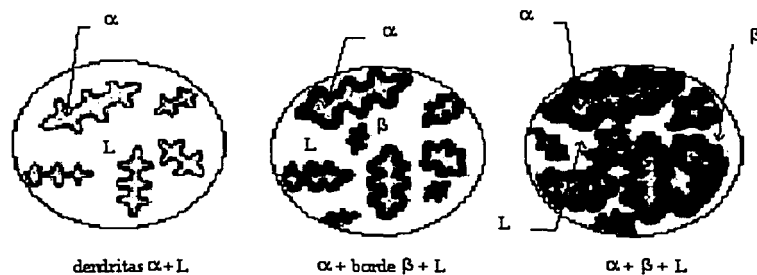


Figura 1.10-3 Solidificación de la fase β

Capítulo 2. GENERALIDADES SOBRE RECUPERACIÓN Y RECRISTALIZACIÓN

Introducción

Cuando un metal se trabaja en frío, esto es, se deforma plásticamente a bajas temperaturas, la mayor parte de la energía se emplea en la deformación plástica para cambiar la forma, y en la generación de calor. Sin embargo, dependiendo del material, queda almacenada en él una parte pequeña de esa energía, hasta ~5%. La energía almacenada se encuentra principalmente en forma de energía elástica en los campos de deformación que rodean a las dislocaciones y los defectos puntuales que se generan durante el proceso de trabajo en frío. La presencia de esos defectos, en concentraciones muy por encima de las que hay en el estado de recocido, afecta mucho a las propiedades del material.

La densidad de defectos aumenta con la cantidad de trabajo en frío. Al elevarse el grado de deformación se incrementa la resistencia a la tensión y disminuye la ductilidad, medida como alargamiento a la falla. Además, al disminuir la temperatura de deformación aumenta la resistencia y baja la ductilidad.

Aunque para algunas aplicaciones se requiere determinada resistencia, la ductilidad también es una propiedad importante. Ya sabemos que el trabajo en frío eleva la resistencia, pero ¿cómo puede incrementar la ductilidad de una aleación?. Para incrementar algo la ductilidad sin perder mucha resistencia a la tensión, se puede dar un corto tratamiento térmico a las aleaciones laminadas, cuyo objeto es reducir la concentración de defectos. Ese tratamiento térmico se llama **recocido** y se lleva a cabo en dos etapas: recuperación y recristalización.

2.1 Recuperación

La recuperación es el primer fenómeno que ocurre en el proceso de recocido. Por una parte, con el calentamiento se produce el alivio de esfuerzos internos causados previamente por el trabajo en frío, (tensiones residuales), y por otra parte, se producen cambios microestructurales que se detallan más adelante.

La recuperación comprende una serie de fenómenos que ocurren a temperaturas aproximadamente iguales a la mitad de la temperatura absoluta de fusión de la aleación. De esos fenómenos, se destacan los siguientes:

- Aniquilación de defectos puntuales
- Poligonización de dislocaciones.
- Caída de la resistividad eléctrica (R)

Aniquilación de defectos puntuales.

La aniquilación de defectos puntuales consiste en la difusión, mediante la adición de calor, de los sitios vacantes hacia las dislocaciones y límites de granos, con lo que se logra disminuir su cantidad hasta el número de equilibrio a la temperatura correspondiente.

Poligonización de dislocaciones.

La poligonización consiste en la readecuación de un cristal deformado para lo cual éste se descompone en cierto número de pequeños segmentos cristalinos con leves diferencia de orientación íntimamente ligados, logrando que las dislocaciones se redispongan en una configuración de menor energía, formando subgranos y límites de grano de ángulo pequeño.

Caída de la resistividad eléctrica (R).

La caída de la resistividad eléctrica (R) se ve afectada por los sitios vacantes, cuyo campo de deformaciones interfiere con el flujo de los electrones; al disminuir el número de sitios vacantes disminuye, también, R.

En la Figura 2.1-1 se observa el comportamiento de R para un alambre de cobre, (curva superior), en ella se aprecian grandes caídas de la resistividad que se deben a la liberación de calor ligadas a transformaciones al interior de material; paralelamente se ha registrado el calor cedido cuando ocurren cambios en la estructura interna del metal, (curva inferior), la cumbre de esta última define la región de recristalización del Cu.

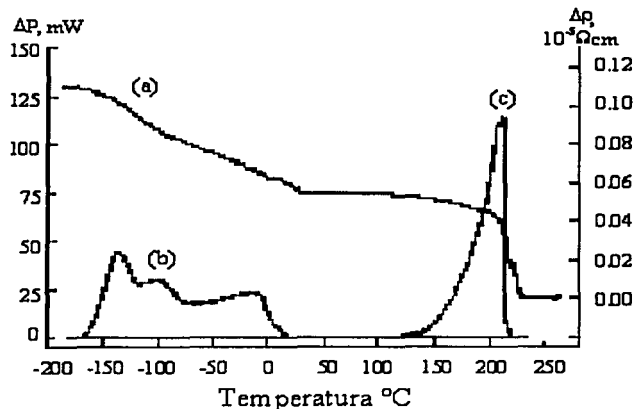


Figura 2.1-1 (a) (R) de un alambre de Cu. (b) Calor cedido. (c) Región de recristalización para el Cu.

Para recocidos a temperaturas más bien altas, las dislocaciones comienzan a agruparse y a redistribuirse por medio de ascenso en configuraciones de menor energía, por ejemplo, las dislocaciones entrelazadas desordenadamente, se disponen en hexágonos formando subgranos, ver Figura 2.1-2 y 2.1-3.

Nota: En el hierro la temperatura a la cual ocurren estos fenómenos depende fuertemente de su pureza, puede comenzar en el rango de 50 a 200 °C y completarse a alrededor de 500 °C.

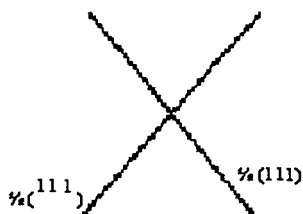


Figura 2.1-2 Dislocaciones entrelazadas.

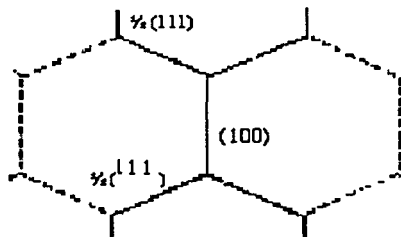


Figura 2.1-3 Dislocaciones entrelazadas en hexágonos.

Un cristal deformado plásticamente debe tener un exceso de dislocaciones de borde positivas que quedan a lo largo de planos deslizantes activos; en la Figura 2.1-4 (a) se aprecia una configuración de dislocaciones de alta energía de deformación, mientras que la Figura 2.1-4 (b) muestra una disposición de baja energía de deformación, en este caso las dislocaciones corren en dirección normal a los planos de deslizamiento, generando límites de grano de ángulo pequeño. Este fenómeno requiere de abundante difusión atómica y por tanto, de temperaturas relativamente elevadas, por ejemplo, en el caso de un cristal de Fe 3,25% Si este proceso se desarrolla entre 700 y 925 °C.



Figura 2.1-4 dislocaciones de alta y baja energía de deformación, normales a los planos de deslizamiento.

Cuando las dislocaciones de borde del mismo signo se acumulan sobre el mismo plano de deslizamiento, sus campos de deformación son aditivos, (Figura 2.1-5). Las regiones inmediatamente superior e inferior a los planos de deslizamiento son zonas de alta concentración de tensiones, de tracción y de compresión respectivamente, Figura 2.1-4 (a), sin embargo, al disponer las dislocaciones en una secuencia perpendicular al plano de deslizamiento, los campos de deformación de las dislocaciones adyacentes se cancelan parcialmente unos a otros, Figura 2.1-5 (b).

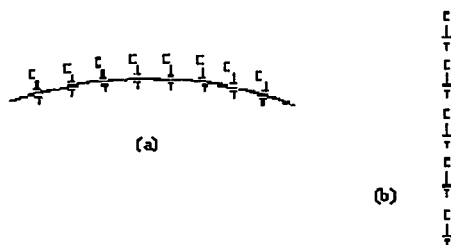


Figura 2.1-5 Dislocaciones de alta y baja energía de deformación con sus respectivos esfuerzos de tensión y compresión.

Figura 2.1-5. (a) Disposición de dislocaciones de alta energía de deformación; (b) formación de dislocaciones de baja energía de deformación. Las letras T y C corresponden a esfuerzos de tensión y compresión respectivamente.

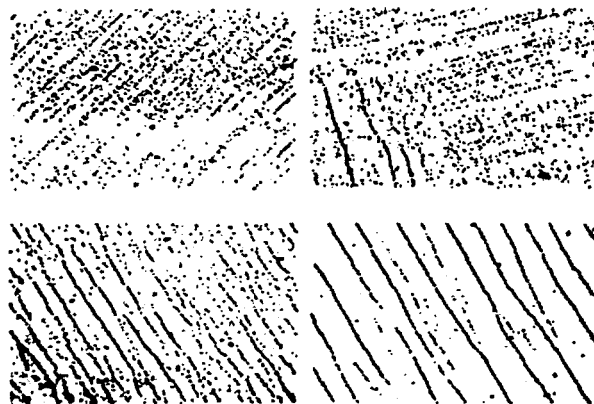


Figura 2.1-6 Redistribución de dislocaciones en una configuración de menor energía.

La Figura 2.1-6 muestra como las dislocaciones se redistribuyen en una configuración de menor energía, formando subgranos y límites de grano de ángulo pequeño, esto es posible gracias a una técnica metalográfica (decoración de dislocaciones), mediante la cual se observan los puntos de salida de éstas.

2.2 Recristalización

Si un metal previamente deformado en frío, es recocido a una temperatura suficientemente alta, (temperatura de recristalización), aparecen nuevos cristales en la microestructura, los que tienen idéntica composición y estructura reticular que los antiguos granos no deformados. Estos nuevos cristales surgen en zonas con alta densidad de dislocaciones, la fuerza impulsora de la recristalización proviene de la energía almacenada del trabajo en frío. Figura 2.2-1.

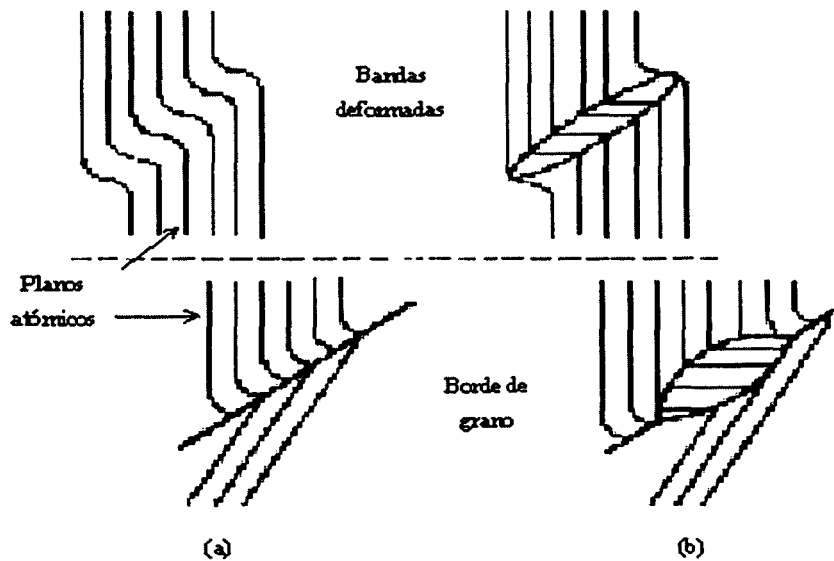


Figura 2.2-1 Efecto de la recristalización en los granos de un metal previamente deformado en frío.

2.2.1 Temperatura de recristalización

La temperatura de recristalización corresponde a la temperatura aproximada a la que un material altamente trabajado en frío se recristaliza por completo en una hora, Figura 2.2-2.

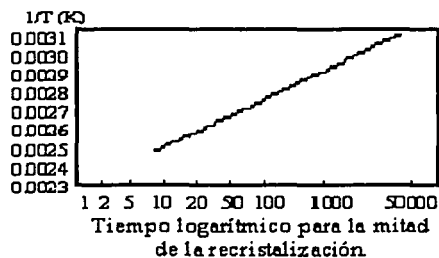


Figura 2.2-2 Diagrama que muestra el tiempo de recristalización

La recristalización es sensible a cambios en la temperatura a la que se realiza, más que a variaciones de tiempo a temperatura constante.

2.2.2 Nucleación de nuevos granos

La recristalización es un proceso que se desarrolla por nucleación y crecimiento, como ya se dijo, los sitios preferenciales de nucleación de los nuevos granos son las regiones más deformadas, Figura 2.2-1, como: límites de grano, planos de deslizamiento, y en zonas de alta energía como precipitados de segunda fase y, también, en torno a inclusiones no metálicas, Figura 2.2-3.

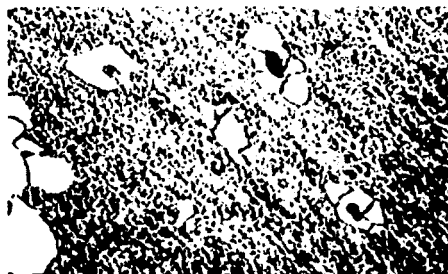


Figura 2.2-3 Microfotografía que muestra inclusiones no metálicas sitios potenciales para el proceso de recristalización. La fuente no proporciona aumentos [23]

Si el núcleo se forma rápidamente y crece con lentitud, se formarán muchos cristales antes de que se complete el proceso de recristalización, es decir, el tamaño final del grano será pequeño. En cambio, si la velocidad de nucleación es pequeña comparada con la velocidad de crecimiento, el tamaño de grano será grande.

La energía de activación para la recristalización es función de la cantidad de deformación o, dicho de otro modo, la dependencia de la recristalización sobre la temperatura varía con la cantidad previa de trabajo en frío, ver Figura 2.2-4.

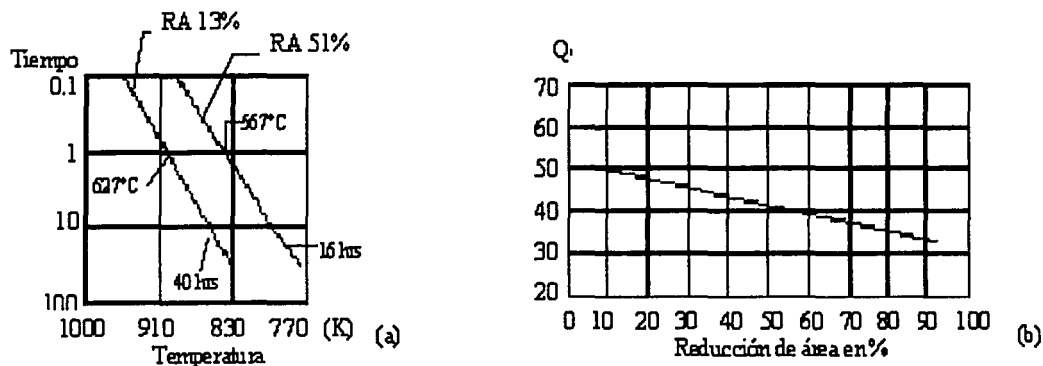


Figura 2.2-4 Diagramas que muestran la relación entre recristalización, temperatura y cantidad previa de trabajo en frío.

2.2.3 Crecimiento de los nuevos granos

En un metal completamente recristalizado, la fuerza impulsora para el crecimiento de los granos corresponde a la energía de superficie de bordes de estos. El crecimiento de los nuevos granos se produce por movimiento de la interfase grano recristalizado-grano deformado como se muestra en la Figura 2.2-5.

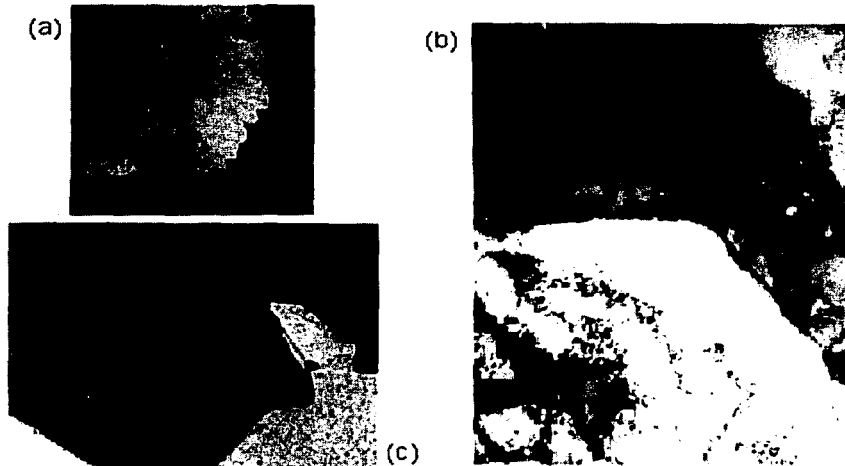


Figura 2.2-5 Movimiento de la interfase grano recristalizado-grano deformado en sus distintas etapas (a), (b) y (c). La fuente no proporciona aumentos [18]

La cinética de la recristalización se expresa en las curvas sigmoideas: % recristalización-tiempo de recocido que se muestran en la Figura 2.2-6.

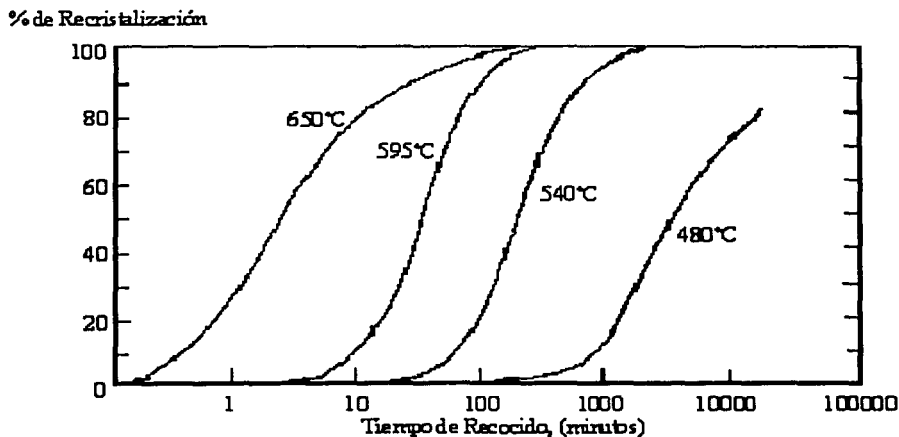


Figura 2.2-6 Curvas sigmoideas: % recristalización vs. tiempo de recocido

Avrami propuso para expresar la cinética de la recristalización mediante la siguiente ecuación:

$$\mathbf{X} = \mathbf{1} - \exp(\mathbf{B} \cdot \mathbf{t}^k) \quad (1)$$

donde:

- **X** representa la fracción de volumen de grano recristalizado.
- **B** simboliza una constante negativa
- **t** simboliza el tiempo de recristalización transcurrido
- **k** también es constante cuando:
 - ◆ La recristalización se desarrolla en forma tridimensional, **k** está entre 3 y 4
 - ◆ Es bidimensional como en las planchas delgadas, **k** está entre 2 y 3
 - ◆ La recristalización es unidimensional, como en alambres, **k** está entre 1 y 2.

Una forma práctica de analizar la cinética de la cristalización es graficando:

$$\log \left(\ln \left(\frac{1}{1 - \mathbf{X}} \right) \right) \quad \text{v/s} \quad \log(\text{tiempo})$$

Si la cinética sigue la ecuación de Avrami, el gráfico de $\ln \left(\frac{1}{1 - \mathbf{X}} \right)$ v/s **t** debería dar una línea recta de pendiente **k**., éste debe realizarse en papel log-log.

2.2.4 Algunas leyes de Ingeniería de la Recristalización

El objetivo principal de la recristalización es ablandar el material y restaurarle su ductilidad. Adicionalmente se puede también controlar el tamaño del grano.

Como ya se dijo, los tiempos para el inicio y término de la recristalización varían fuertemente con la temperatura, dicha temperatura de cristalización se desarrolla a temperaturas más elevadas que las de restauración y poligonización y puede comenzar con una velocidad apreciable después de calentar el metal por encima de una temperatura determinada. La comparación de las temperaturas de recristalización de diversos metales demuestra que entre la temperatura mínima de recristalización y la temperatura de fusión existe una dependencia simple: $T_{abc} = a T_{abf}$ (T_{abc} es la temperatura absoluta de recristalización T_{abf} es la temperatura absoluta de fusión, y a es un coeficiente que depende de la pureza del material). Cuanto mayor es la pureza del metal, tanto más baja es la temperatura de recristalización. En los metales con pureza técnica ordinaria $0.3 < a < 0.4$. La temperatura de recristalización de las aleaciones, por regla general, es más elevada que la de los metales puros y en algunos casos llega a ser igual a $0.8 T_{abf}$. Y al contrario, los metales muy puros tienen una temperatura de recristalización muy baja: $0.2 T_{abf}$ e incluso $0.1 T_{abf}$.

Una vez que la recristalización ha terminado, la estructura del metal y sus propiedades vuelven a ser las de antes, es decir, las que tenía antes de ser deformado. El esquema de los procesos que ocurren durante el calentamiento del metal con acritud¹ se reproduce en la figura 2.2-7

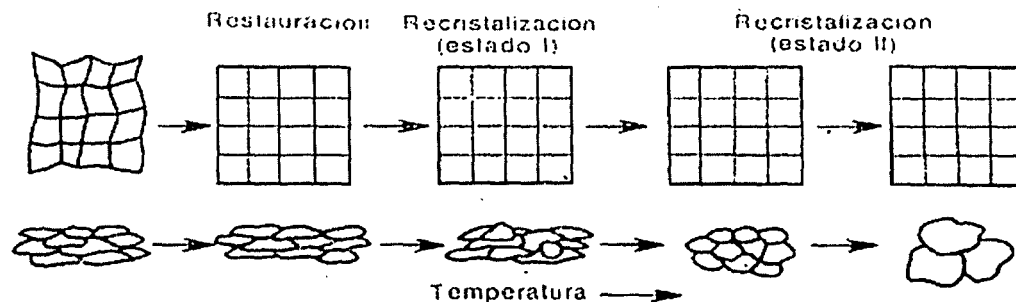


Figura 2.2-7 Esquema de la variación de la estructura de un metal con acritud al ser recocido.

¹ Al aumento de la dureza y de la resistencia a la tracción producido por la deformación plástica se le llama acritud. [16]

Así, el proceso de recristalización como ya se mencionó, puede dividirse en dos etapas:

- (1) la recristalización primaria o del tratamiento, durante la cual los granos alargados a consecuencia de la deformación plástica se transforman en granos pequeños de forma redondeada orientados irregularmente.
- (2) La recristalización secundaria o colectiva, que consiste en el crecimiento de los granos y que transcurre a una temperatura más elevada.

Por otra parte la Figura 2.2-8 muestra dos ideas importantes:

- Existe un rango bastante estrecho de temperatura en el cual se produce el ablandamiento y aumento de ductilidad del metal, la temperatura de recristalización es la que corresponde a la mitad de este intervalo.

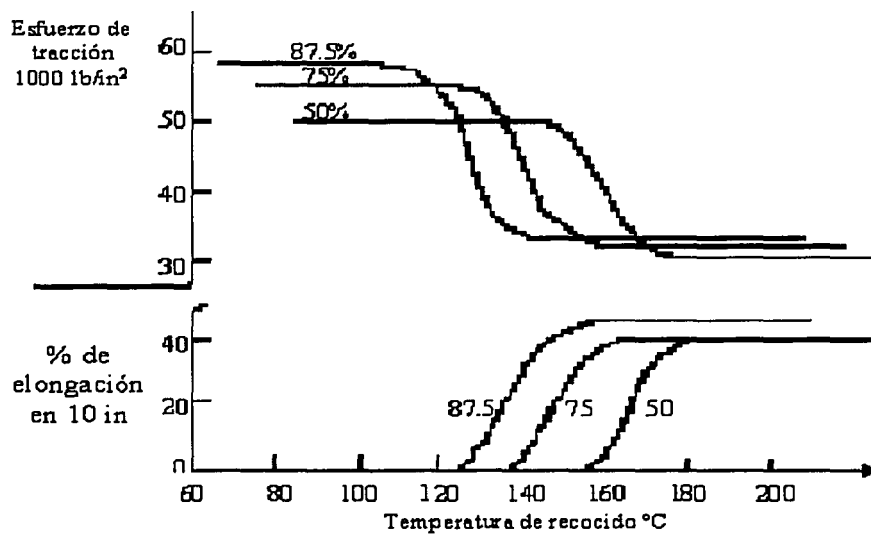


Figura 2.2-8 Rango de temperatura de cristalización en donde se produce el ablandamiento y aumento de ductilidad del metal.

- La temperatura de recristalización disminuye al aumentar el % de trabajo en frío previo, esto debido a la mayor energía almacenada por la notable distorsión sufrida por el material, en suma, hay más fuerza impulsora para la recristalización.

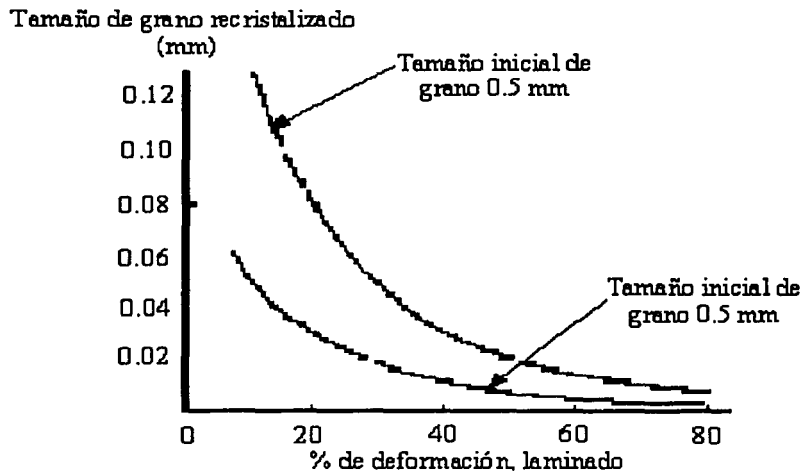


Figura 2.2-9 Relación existente entre tamaño de grano y trabajo en frío

La Figura 2.2-9 muestra que el tamaño del grano justo al término del proceso de recristalización, es menor si el % de trabajo en frío previo aumenta, dado que los puntos favorables para la nucleación también aumentan, permitiendo abundante formación de nuevos núcleos, y limitando, por tanto, su tamaño final.

Veamos con más detalle las anteriores aseveraciones. La recristalización progresa por migración de un límite de grano preexistente hacia un grano fuertemente deformado, dejando tras sí una región libre de deformación.

Analicemos la gráfica en la figura 2.2-10

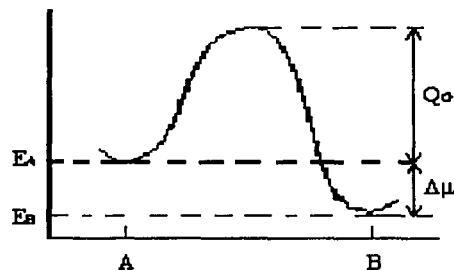


Figura 2.2-10

Llamaremos A a un grano deformado y B a uno recristalizado

- La energía interna por unidad de volumen en A será E_A y en B será E_B .
- μ es la fuerza impulsora de la recristalización, proviene de la diferencia entre densidades de dislocación del estado A y B, es decir, $(E_B - E_A)$.
- Q_G es la energía de activación para el crecimiento de granos recristalizados y representa las barreras o resistencias al avance de la recristalización.

La velocidad de movimiento del límite de grano, (\dot{G}) , será :

$$\dot{G} = K \cdot \left(\frac{\delta\mu}{R \cdot T} \right) \cdot \exp\left(\frac{-Q_G}{R \cdot T} \right) \quad (2)$$

Esta ecuación muestra que (\dot{G}) crece cuando la temperatura aumenta, por otra parte $\delta\mu$ será mayor cuanto mayor sea la energía de deformación previa, por tanto, (\dot{G}) será mayor mientras mayor sea $\delta\mu$ y la recristalización será más rápida y fácil.

Por otra parte, la velocidad de nucleación de granos recristalizados, \dot{N} , será mayor mientras más grande sea la distorsión de la matriz por deformación en frío, de esta manera al crecer \dot{N} , menor será el tamaño del grano recristalizado, Figura 2.2-9.

Nota: $\dot{N} \neq (\dot{G})$, \dot{N} es la velocidad de nucleación de nuevos granos y (\dot{G}) es la velocidad de crecimiento de grano.

Para tratar de condensar en forma grafica la relación que guardan algunas propiedades de los materiales respecto al proceso de recristalización se presenta la figura 2.2-11

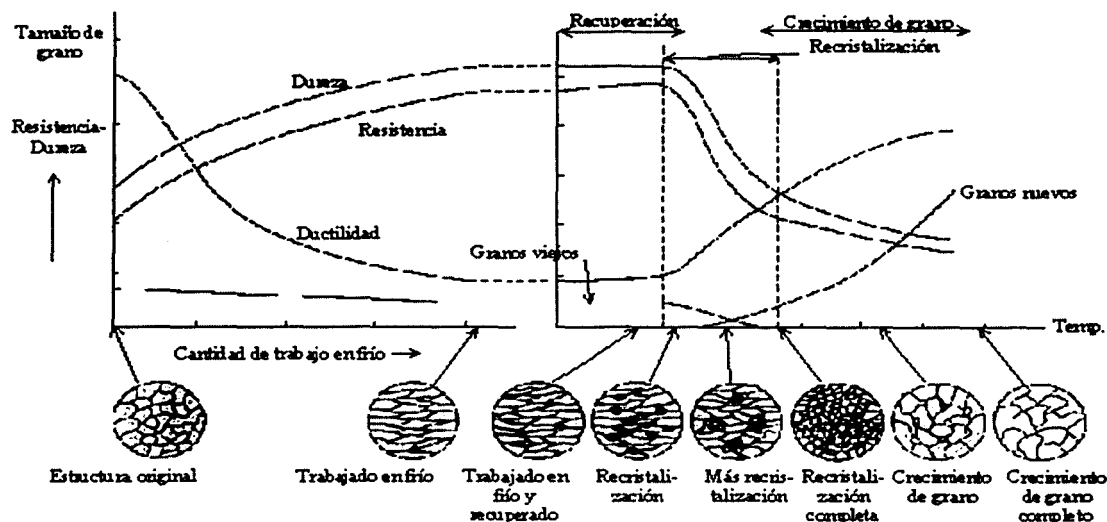


Figura 2.2-11 Esquema donde se muestra la relación que guardan algunas propiedades de los materiales respecto al proceso de recristalización.

2.2.5 Impurezas en Solución Sólida

La presencia de impurezas o de elementos de aleación disminuyen la velocidad de recristalización, esto debido a que hay un aumento en el tiempo necesario para llevar a cabo el proceso de recristalización. Estas impurezas tienden a segregarse junto a los límites de granos, formando atmósferas de átomos que los sujetan, dificultando su movimiento y retardando así la recristalización. El efecto varía de un elemento a otro como se ve en el caso de P y Ag en Cu, Figura 2.2-12.

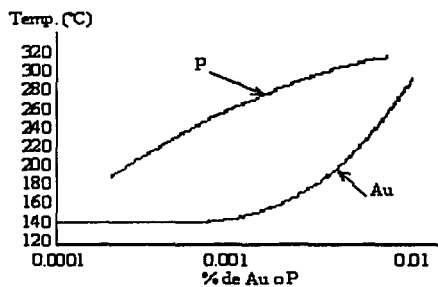


Figura 2.2-12 Efecto de las impurezas en el proceso de recristalización, P y Ag en el caso de la gráfica.

Cuanto mayor sea la cantidad y más fina la distribución de impurezas insolubles, más fino será el tamaño final de grano, lo que se explica con el hecho de que no solo aumentan la nucleación, sino también actúan como barreras al crecimiento de los granos.

2.2.6 Texturas Cristalográficas

En la práctica industrial muchos productos metálicos son deformados en frío hasta un punto en que por su dureza y pérdida de ductilidad es necesario recocer. La deformación en frío produce rotaciones de los cristales las cuales generan orientaciones preferenciales de los cristales según ciertas direcciones, que son características de cada metal o aleación.

La definición precisa de la textura cristalográfica es la siguiente: Si \vec{g} caracteriza la orientación de un cristal con respecto a un sistema de referencias fijo al producto, (eje de un alambre, plano de laminación y/o dirección de laminación en una plancha), es posible definir una función de distribución de orientaciones cristalinas, FDOC, que sea positiva, continua y derivable. Esta función puede ser considerada como la fracción volumétrica de cristales que poseen la orientación $\vec{g} \pm d\vec{g}$ con respecto al volumen total del producto:

$$\frac{dV(\vec{g})}{V_0} = K \cdot F(\vec{g}) d\vec{g} \quad (3)$$

donde:

- $dV(\vec{g})$ es un elemento de volumen de cristal que tiene dirección $\vec{g} \pm d\vec{g}$
- V_0 representa el volumen de referencia.
- $F(\vec{g})$ es la función de distribución de orientaciones cristalinas.

Habrà que tomar en cuenta las siguientes consideraciones:

- Si $F(\vec{g})$ es constante significa que el material es isotrópico.
- Para un producto sin textura: $F(\vec{g})$ es constante cualquiera sea \vec{g} .
- En caso de carencia de textura, $F(\vec{g})$ se normaliza para asignarle un valor constante e igual 1, entonces:

$$K = \frac{1}{8 \cdot \pi^2}$$

- Si $F(\vec{g})$ adquiere valores superiores e inferiores a 1 para distintos valores de \vec{g} el material tiene una textura cristalográfica.

Las texturas se generan tanto por laminado en frío como por laminado en frío más recocido. Este último no hace desaparecer la textura, sino que la modifica.

Algunas texturas características de deformación en frío son :

- En alambres y barras :

Dirección paralela al eje de la barra:

Al $\langle 111 \rangle$; cúbica de cara centrada CCC Ag $\langle 100 \rangle$; Cu Intermedia a las anteriores ;
cúbico de cuerpo centrado CC Acero al carbono $\langle 100 \rangle$

- En Planchas :

La denominación usual es la siguiente: $(h\ k\ l)\ [u\ v\ w]$, donde $(h\ k\ l)$ es el plano cristalográfico paralelo al plano de la plancha y $[u\ v\ w]$ es la dirección cristalográfica paralela a la dirección de laminación.

Algunas texturas típicas de laminado en materiales CCC:

Tipo o denominación Plano - Dirección cristalográfica.

Cobre $\{\bar{1}1\bar{2}\} \langle 111 \rangle$ Latón $\{0\bar{1}1\} \langle 211 \rangle$ Tipo S $\{\bar{1}2\bar{3}\} \langle 634 \rangle$

Con el recocido los granos recristalizan por desplazamiento de sus bordes, la velocidad de migración de estos últimos es variable con las orientaciones relativas entre dos granos vecinos. Así, ciertos bordes de granos se desplazarán más rápido y generarán orientaciones preferenciales de los granos luego del recocido.

Las siguientes son aplicaciones importantes de las texturas en productos industriales:

- Las planchas de acero de bajo carbono recocidas, aptas para embutido profundo, deben tener una textura con planos $\{111\}$ paralelos al plano de la plancha, sus normales son perpendiculares a este plano. Esta textura da mayor resistencia según el espesor de la plancha, lo cual favorece el embutido profundo.
- En aluminio recocido se observan dos texturas: $\{100\} \langle 001 \rangle$, cúbica, y $\{123\} \langle 412 \rangle$, retenida del laminado en frío. La textura cúbica no es conveniente para la profundidad del embutido, por lo cual se debe realizar en pasos sucesivos, pero si lo es para evitar orejas. Un 25% de textura cúbica es conveniente y esto se puede lograr agregando 0,1% de Fe.

2.2.7 Trabajo en Caliente

El trabajo en caliente se define, generalmente, como el que se realiza por encima de la temperatura de recristalización, es decir, a temperaturas mayores que $0,4$ a $0,5 T$ fusión (K), aunque no considera la rapidez del trabajo sobre la pieza.

Este tipo de trabajo no produce endurecimiento por deformación, dado que a la alta temperatura a la cual se realiza, la recristalización es muy rápida y se completa antes de llegar a un nuevo paso de laminación, Figura 2.2-13.

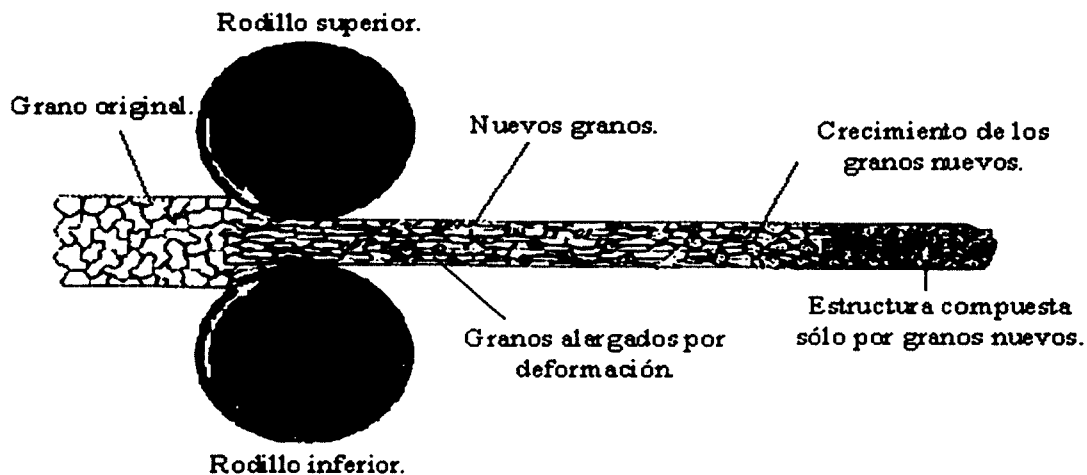



Figura 2.2-13 Rodillo de laminación en caliente. 

El conformado en caliente también refina el grano porque usualmente éste se realiza en varias etapas de laminación sin recalentar, por tanto, las últimas etapas se producen a menor temperatura, el material adquiere más defectos producidos por deformación plástica aumentando así los puntos de nucleación de nuevos granos, de esta manera las últimas etapas, a temperaturas más bajas (en frío), refinan el grano.

2.3 Crecimiento del Grano

Si se prolonga la permanencia del metal recristalizado a alta temperatura, los granos pequeños tienden a desaparecer y los grandes crecen aún más, de esta manera el tamaño medio, D , de los granos crece en función del tiempo.

La fuerza impulsora de este crecimiento es la disminución de energía libre por unidad de volumen, G_b , producida al crecer el grano:

$$G_b = A_b \cdot \gamma_b \quad (4)$$

$$A_b = C \cdot \frac{D^2}{D^3} = \frac{C}{D} \quad (5)$$

donde :

- A_b representa el área de borde de grano por unidad de volumen de material
- γ_b representa la energía de borde de grano por unidad de área

Por tanto, al crecer D disminuye A_b y por consiguiente G_b .

Los átomos del lado convexo del borde de grano están menos ligados entre sí, hay más enlaces destruidos y distorsionados, por tanto su estado energético es mayor. Los átomos del lado cóncavo están más recubiertos por otros átomos y por lo tanto tienen un estado energético menor. Luego los átomos pasarán del lado convexo al cóncavo y el borde de grano tenderá a desplazarse hacia el centro de curvatura, figura 2.3-1.

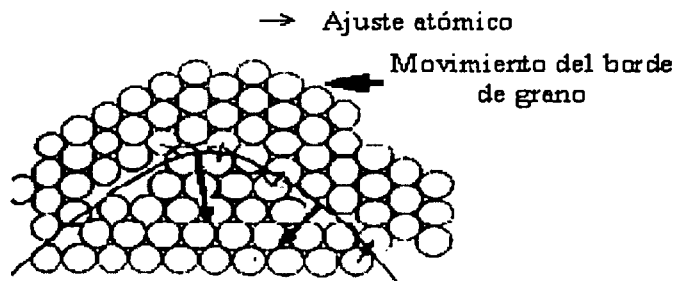


Figura 2.3-1 Trayectoria de desplazamiento del grano.

Normalmente la forma de equilibrio de un grano es hexagonal, con sus lados a 120° entre sí, granos con menos de 6 lados tienden a desaparecer y los de más de 6 lados a crecer, Figura 2.3-2. Cuando tres bordes llegan a un punto tienden a curvarse para llegar a 120° .

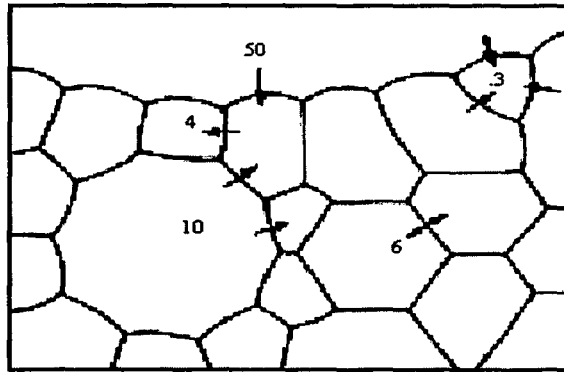


Figura 2.3-2 Relación entre equilibrio y hexagonalidad en los granos.

2.4 Efecto de Segundas Fases en el Crecimiento de los Granos

Si un borde de grano al desplazarse desde la posición 1 hasta la 3, figura 2.4-1, encuentra en 2 un precipitado de segunda fase, tendrá una menor área igual a πr^2 y una menor energía de borde de grano igual a: $\gamma_b \cdot \pi \cdot r^2$. Al proseguir su viaje hacia 3 debe aumentar su energía en $\gamma_b \cdot \pi \cdot r^2$ al desplazarse una distancia r .

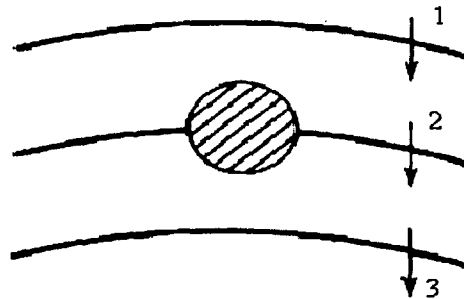


Figura 2.4-1 Granos con diferente número de bordes. Las flechas muestran la dirección del desplazamiento de los bordes.

Se genera así una fuerza contraria al movimiento del borde de grano :

$$\mathbf{F} = \frac{\delta \mathbf{G}}{\mathbf{r}} = \frac{\gamma_b \cdot \pi \mathbf{r}^2}{\mathbf{r}} = \gamma_b \cdot \pi \mathbf{r} \quad (6)$$

donde:

- \mathbf{F} representa la fuerza contraria al movimiento del borde de grano
- γ_b representa la energía de borde de grano por unidad de superficie.
- \mathbf{r} simboliza el tamaño de la partícula

Si hay \mathbf{n}_s partículas de radio \mathbf{r} por unidad del área de límite de grano, la fuerza contraria es:

$$\mathbf{F} = \mathbf{n}_s \cdot \gamma_b \cdot \pi \cdot \mathbf{r} \quad (7)$$

Estudios matemáticos muestran que la fracción de área, \mathbf{f}_s , de límite de grano interceptada por partículas es igual a la fracción de volumen de partículas \mathbf{f}_v , luego :

$$\mathbf{f}_s = \mathbf{f}_v = \mathbf{n}_s \cdot \pi \mathbf{r}^2 \quad (8)$$

teniendo que la fuerza contraria al movimiento de borde de grano queda como:

$$\mathbf{F} = \frac{\mathbf{f}_b \cdot \gamma_b}{\mathbf{r}} \quad (9)$$

El crecimiento del grano se ve enfrentado a dos fuerzas contrapuestas:

$$\frac{d\mathbf{D}}{d\mathbf{t}} \propto \frac{\gamma_b}{\mathbf{D}} - \frac{\gamma_b \cdot \mathbf{f}_v}{\mathbf{r}} \quad (10)$$

donde:

$\frac{d\mathbf{D}}{d\mathbf{t}}$ es la velocidad de crecimiento del diámetro del grano, $\frac{\gamma_b}{\mathbf{D}}$ es la fuerza que tiende a hacer crecer el grano para disminuir la energía de superficie del sistema y $\frac{\gamma_b \cdot \mathbf{f}_v}{\mathbf{r}}$ es la fuerza contraria causada por la partícula.

A medida que D crece y se acerca al valor r/\dot{f}_v , el crecimiento se detiene. Para un factor fijo \dot{f}_v , un mayor número de partículas de menor r es más efectivo para detener el crecimiento de los granos.

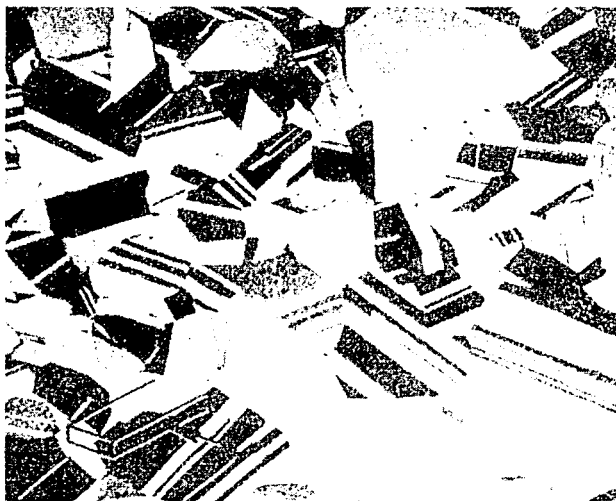


Figura 2.3-5 Muestra micrografías de las formas que toman los granos de un latón cuando crecen por recocidos a diferentes temperaturas y tiempos. Las zonas entre líneas paralelas son **maclas²** de recocido. Aum. ~75x

² Limite de *macla* es un tipo especial de límite de grano a través del cual existe una simetría de red especular; esto es, los átomos de un lado del límite son como imágenes especulares de los átomos del otro lado. La región de material entre estos límites se denomina *macla*. Las maclas se producen por desplazamientos atómicos producidos al aplicar fuerzas mecánicas cizallantes (maclas mecánicas) y también durante tratamientos térmicos de recocido posteriores a la deformación (maclas de recocido). [22]

Capítulo 3.

ALEACIONES Fe – C . FUNDAMENTOS DE SUS TRANSFORMACIONES DE FASE

3.1 Los Metales

Aunque en la actualidad se están descubriendo nuevos materiales cerámicos y plásticos que en algunas aplicaciones industriales sustituyen ventajosamente a los metales, están muy lejos de sustituirlos plenamente. El principal inconveniente del uso de los metales, está en el agotamiento de los yacimientos mineros, nuevas necesidades industriales y la oxidación por corrosión de los mismos por parte de ciertos agentes químicos y atmosféricos. Aunque existen varias formas de clasificar a los metales, desde el punto de vista de su uso, podemos clasificarlos en puros y en aleaciones.

El uso de los metales puros se centra en muy pocas aplicaciones, ya que aunque resultan difíciles de obtener, tienen buena resistencia a la corrosión y alta conductividad eléctrica que los hace aptos para ciertas aplicaciones muy concretas. Una de las características de los metales puros es que solidifican en una estructura cristalina determinada, formada a partir del núcleo.

Aleaciones

Las aleaciones son todos aquellos productos que resulten de la unión de dos o más elementos químicos, uno de los cuales a de tener carácter metálico. Para que la unión de estos elementos se considera aleación tienen que cumplirse dos condiciones:

- Que los elementos componentes sean totalmente miscibles en estado líquido
- Que el producto resultante tenga mayoría de enlaces metálicos (carácter metálico)

Las aleaciones mejoran notablemente las propiedades mecánicas de los metales puros como pueden ser, tenacidad, dureza, resistencia a la oxidación, etc; sin embargo en algunos casos se empeoran propiedades como la conductividad térmica y eléctrica.

Elementos que constituyen las aleaciones

En las aleaciones, para que se produzca una solución sólida estable, es necesario que los elementos que la constituyen formen parte de la misma red cristalina.

Para una aleación de dos elementos que poseen la misma estructura cristalina se denomina **solvente** a elemento que entra en mayor proporción, y **soluto** al que lo hace en menor proporción. Cuando los elementos poseen distinta estructura cristalina, se denomina **solvente** al elemento que proporciona la estructura final de la aleación.

Existen criterios para la solubilidad en aleaciones dignos de mencionarse, tales como las reglas de solubilidad de Hume – Rothery, quien señaló que sólo ocurre una solubilidad sólida extensa de un metal si los diámetros atómicos de los metales que se unen difieren en menos del 15 %, este criterio se conoce con el nombre de *factor tamaño*.

Otro factor también de suma importancia es aquel que hace referencia a las posiciones relativas de los elementos en la serie electroquímica, como regla, dos elementos que queden muy separados en esta serie, no se alearán en el sentido normal, sino que se combinarán de acuerdo a las reglas de la valencia química. Finalmente, mencionaremos otros dos factores de suma importancia; en especial cuando se considera un sistema completamente soluble. Aun cuando sean favorables el factor tamaño y la serie electroquímica, tal sistema sólo es posible cuando ambos componentes (metales puros) tienen la misma valencia y cristalizan en la misma forma reticular.

Tal y como se ha dicho, los metales puros solidifican formando una estructura cristalina determinada, por lo tanto, los átomos que se introducen en dicha estructura, vienen a formar parte de ella, distinguiéndose dos tipos de soluciones:

Solución sólida por sustitución: en este caso, el disolvente y soluto tienen una estructura cristalina similar, por lo que un átomo de soluto ocupa la posición de otro átomo de disolvente en la estructura cristalina final.

Solución sólida por inserción: ocurre cuando los átomos de soluto son muy pequeños y ocupan los huecos intersticiales del disolvente. Esto provoca un aumento de la resistencia de la aleación, ya que se hace más difícil la deformación del producto final.

Entre las aleaciones metálicas más importantes y de mayor uso comercial que podemos mencionar, bien podríamos enlistar una gran variedad pero bastara con mencionar que existen dos grupos principales: que hay ferrosas y no ferrosas, es decir, las que en su composición contienen o no hierro.

3.2 Diagramas de equilibrio de fases en las aleaciones

Desde el punto de vista estructural, una **fase** de un material, es una parte homogénea del mismo que difiere de las demás en su composición, estado o estructura. Al conjunto de las representaciones de los estados posibles se denomina **diagrama de fases**.

El diagrama de fases binario de dos materiales puros se determina experimentalmente estudiando las estructuras que se forman a diversas composiciones y temperaturas. Estos estudios ponen de manifiesto regiones (campos de fase) del diagrama de fases que pueden contener una sola fase sólida (solución sólida), una mezcla de dos o más fases, compuestos estequiométricos o no estequiométricos, las temperaturas de transformación y las composiciones de las fases en equilibrio estable. Por tanto, un *diagrama de fases* es un retrato de las *fases en equilibrio estable* que se encuentran en las aleaciones de los dos elementos. Entiéndanse fases estables refiriéndose a estabilidad termodinámica y, puesto que la termodinámica se refiere a condiciones de equilibrio, el diagrama de fases es un *diagrama de equilibrio*

Regla de las fases de Gibbs

La ecuación o regla de Gibbs nos permite calcular el número de fases que pueden existir en equilibrio en cualquier sistema.

$$f + N = C + 2 \quad (1)$$

Donde:

f = Es el número de fases presentes en el sistema de análisis

N = Grados de libertad, es decir, el número de variables (presión, temperatura o composición en sistemas con más de un componente) que se pueden modificar sin que varíen las fases del sistema.

C = es el número de componentes del sistema

Diagramas de equilibrio

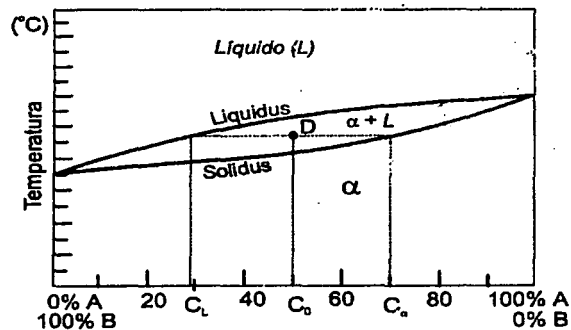


Figura 3.2-1 Se muestra el diagrama de fases que representa al sistema de elementos A y B

Si se trata de una aleación de dos metales (A y B) figura 3.2-1, se representa la temperatura sobre el eje de las ordenadas y la composición de la aleación (%) en el eje de las abscisas. En los diagramas de fases las disoluciones sólidas se suelen representar por las primeras letras del alfabeto griego.

Línea de liquidus: es la línea superior del diagrama; representa el inicio de la solidificación y marca la transición entre la fase **líquida** y la fase **líquida + sólida**.

Línea de sólidos: es la línea inferior del diagrama; representa la transición entre la fase **líquida + sólido** y la fase **sólida**.

Regla de la palanca

Si aplicamos la regla de las fases de Gibbs para un campo de dos fases, obtenemos que sólo es necesario especificar una variable para determinar el estado termodinámico en ese campo, esta variable será la temperatura o la composición, pero como ya sabemos, dichas variables son interdependientes. Si se modifica la temperatura, la composición de las fases en equilibrio cambia, lo mismo que la proporción o la cantidad en cada fase. La proporción o cantidad de cada fase se puede obtener mediante *la regla de la palanca*, que es el resultado de un balance de materiales de los componentes.

Balance del componente **B**:

$$100 C_0 = x C_L + (100 - x) C_S \quad (2)$$

Total de unidades de B en la aleación	=	Unidades de B en el líquido	+	Unidades de B en el sólido.
---	---	---------------------------------------	---	---------------------------------------

Expandiendo la ecuación y despejando x obtenemos:

$$x = \frac{(C_S - C_0)}{(C_S - C_L)} \cdot 100 \quad \text{unidades de masa del líquido} \quad (3)$$

Puesto que originalmente se supusieron 100 unidades de masa, $x/100 =$ fracción de la masa original que es líquida. Por tanto

$$\text{Fracción en masa o en peso de líquido} = \frac{x}{100} = \frac{(C_S - C_0)}{(C_S - C_L)} \quad (4)$$

$$\text{y la en peso de sólido} = 1 - \frac{(C_S - C_0)}{(C_S - C_L)} = \frac{(C_0 - C_L)}{(C_S - C_L)} \quad (5)$$

La regla de la palanca es el equivalente geométrico de las ecuaciones (4) y (5) de la figura 3.2-2, si consideramos que la línea de enlace de temperatura está en T , vemos $(C_S - C_L)$ es la longitud total de la línea de enlace en el campo de dos fase. La longitud del enlace se divide en dos segmentos en C_0 .

Un segmento es $(C_S - C_0)$ y el otro es $(C_0 - C_L)$. Podemos expresar estos segmentos como fracciones de la longitud total del enlace y, al compararlos con las ecuaciones (4) y (5), reconocemos que son las fracciones en peso de las fases líquida y sólida:

$$(a) \text{ fracción en peso de líquido} = \frac{(C_S - C_0)}{(C_S - C_L)}$$

y

$$(b) \text{ fracción en peso de sólido} = \frac{(C_0 - C_L)}{(C_S - C_L)}$$

Así pues, vemos que la regla de la palanca es la determinación geométrica de las fracciones en peso de las fases por medición de los segmentos, para después dividirlos entre la longitud total de la línea de enlace. *Para aplicar la regla de la palanca:* (I) dibújese la línea de enlace de temperatura apropiada en el campo de dos fases; la longitud total de la línea de enlace es la diferencia de las composiciones en sus extremos; (II) márchese la composición, C_0 , de la aleación sobre la línea de enlace, de modo que se obtengan dos segmentos, y a continuación determínese la longitud (valor absoluto) de estos segmentos restando C_0 a la composición en cada uno de los extremos de la línea de enlace; (III) la fracción en peso de una fase en un campo de dos fases es el cociente de la longitud del segmento de la línea de enlace más alejado de la frontera de fase entre la longitud total de la línea de enlace.

Curvas de enfriamiento

Si representamos en unos ejes de coordenadas las temperaturas y el tiempo transcurrido desde el estado líquido al sólido, podemos ver la variación de la velocidad de solidificación que experimenta la aleación al pasar por una curva de fase.

En la gráfica siguiente se muestran las curvas de enfriamiento correspondientes al 100 % de A, 50 % de A y 100 % de B. Figura 3.2-3.

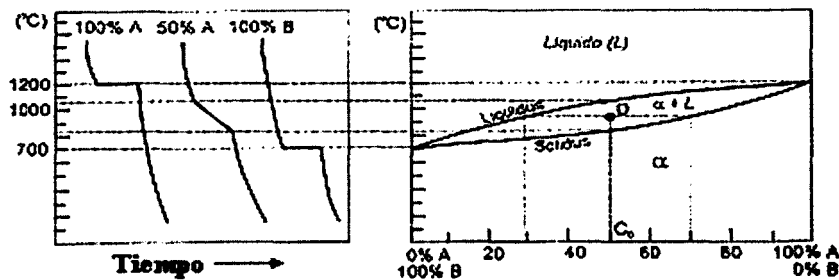


Figura 3.2-3 Curvas de enfriamiento para los elementos A y B

En metales puros y en aquellas concentraciones quedan lugar a un punto eutéctico¹, la temperatura permanece constante hasta que se ha producido toda la solidificación. Una vez revisados algunos de los conceptos empleados en la descripción del estudio de las aleaciones, entraremos al análisis de las aleaciones Fe - C y de sus transformaciones de fase.

3.3 Aleaciones Fe - C. Fundamentos de sus Transformaciones de Fases

Hay varias razones para considerar con cierto detalle las aleaciones de hierro y carbono: primero, los aceros al carbono constituyen con mucho, el mayor tonelaje del metal utilizado por el hombre; segundo, ningún otro sistema de aleación ha sido estudiado con tanto detalle, y, tercero, los cambios de fase del estado sólido que ocurren en el acero son variados e interesantes. Además, cada vez es más evidente que las reacciones del estado sólido en el sistema hierro-carbono son similares en muchos aspectos a los que ocurren en otros sistemas de aleación. El estudio del sistema hierro-carbono es valioso, no sólo porque ayuda a explicar las propiedades de los aceros, sino también como un medio para entender la reacciones de estado sólido en general.

Los metales ferrosos son aleaciones del hierro con el carbono y otros elementos, tales como el silicio, manganeso, fósforo, azufre y otro. Según el contenido de carbono, las aleaciones de hierro y carbono se dividen en acero y hierro fundido. Acero es una aleación que contiene hasta el 2 % de carbono, y hierro fundido, cuando el contenido de carbono es mayor del 2 %. En la práctica, raras veces el contenido del carbono en el acero sobrepasa el 1.4 %, mientras que el hierro fundido se encuentra en los límites de 2.5 a 4.5 %. El hierro fundido se obtiene en los altos hornos; y el acero, a base del arrabio.

La mayor parte del hierro fundido que se obtiene en los altos hornos se destina a la producción de acero. Cierta parte del hierro de primera fusión se emplea en la producción de bloques.

Por otra parte, el hierro, es un constituyente fundamental de algunas de las más importantes aleaciones de la Ingeniería. En una forma casi pura, conocida como *hierro dulce*, se utiliza en alcantarillas para drenaje, material para techos y conductos, y como base para sobre él esmaltar porcelana en refrigeradores, estufas, lavadoras, etc. Un análisis típico para el hierro dulce es:

- Carbono 0.012 %
- Manganeso 0.017 %
- Fósforo 0.05 %
- Azufre 0.025 %
- Silicio insignificante

¹La mezcla mecánica de dos (o más) tipos de cristales resultantes de la cristalización simultánea de un líquido se llama eutéctica. Eutéctica significa en griego "que funde bien". Por otra parte, la transformación eutéctica se caracteriza por una composición de la aleación que tiene una temperatura de solidificación o de fusión menor que cualquiera de los puntos de fusión de los dos componentes puros que constituyen la aleación. [16]

El hierro es un metal alotrópico², lo cual significa que puede existir en más de un tipo de estructura reticular, dependiendo de la temperatura. La figura 3.1-1 muestra una curva de enfriamiento para el hierro puro.

Cuando el hierro primario solidifica a 1539 °C, esta en la forma de c.c. (cúbica centrada en el cuerpo) δ (delta). Para un ulterior enfriamiento, a 1401 °C, ocurre un cambio de fase y los átomos se acomodan por sí mismos en la forma γ (gamma), que es c.c.c. (cúbica centrada en la cara) y no magnética. Cuando la temperatura alcanza 907 °C, ocurre otro cambio de fase de hierro γ c.c.c. no magnético a hierro α (alfa) c.c. no magnético. Finalmente a 768 °C, el hierro α se hace magnético sin cambio en la estructura reticular. Originalmente, el hierro α no magnético se llamaba hierro β hasta que ulteriores estudios con rayos X mostraron que no había cambio en la estructura reticular a 768 °C. Esta transformación magnética no afecta el tratamiento térmico de las aleaciones hierro-carbono.

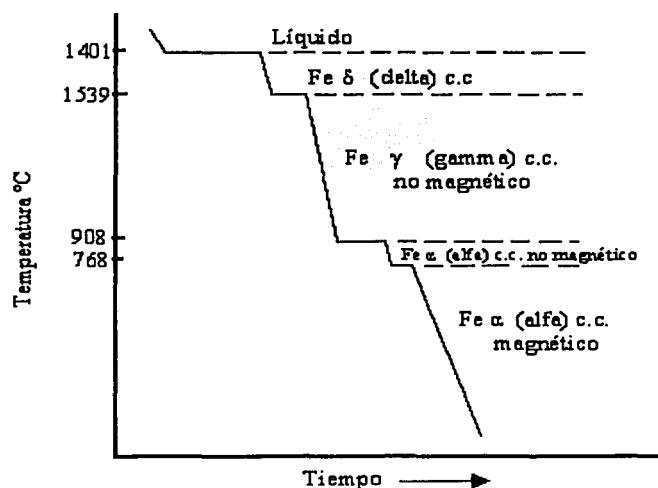


Figura 3.3-1 Muestra una curva de enfriamiento para el hierro puro.

² La existencia de un mismo metal (sustancia) en varias formas cristalinas recibe el nombre de poliformismo o alotropía [17]

3.4 El Hierro.

Obtención de hierro fundido.

Como materias primas para obtener hierro fundido se emplean minerales de hierro, combustibles y fundentes.

Minerales de hierro

Los minerales de hierro son compuestos naturales que contienen óxido de hierro y la llamada ganga. La **ganga** contiene en lo fundamental silice (SiO_2), alúmina (Al_2O_3), óxido de calcio (CaO) y óxido de magnesio (MgO).

La utilidad del mineral de hierro para fusión se determina por el contenido de hierro, por la composición de la ganga y la presencia de impurezas perjudiciales, como el azufre, el fósforo, arsénico y otras.

Entre los minerales de hierro industriales tenemos:

- La magnetita (o imán natural) contiene el hierro en forma de óxido ferroso férrico (Fe_3O_4)
- La hematita u oligisto es el óxido de hierro deshidratado (Fe_2O_3)
- La limonita es el óxido de hierro hidratado ($2\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$)
- La siderita (hierro espático) es la combinación del ácido carbónico con el hierro (FeCO_3) (carbonato de hierro).

Productos de los altos hornos.

Los productos de los altos hornos son: el hierro fundido, las escorias y el gas.

El hierro fundido es el producto fundamental de la fusión en el alto horno. Con relación a su composición química y su destino, el hierro fundido se divide en *fundición gris*, *arrabio* y *fundición especial*; y según la clase de combustible empleado en hierro de coque y de carbón vegetal.

1. **La fundición gris** se utiliza para moldear objetos y piezas en los talleres de fundición. La composición de la fundición gris es la siguiente: Si, de 1.25 a 4.25 %; Mn, de 0.5 a 1.3 %; P, hasta 0.3 %; S hasta 0.07 %

2. El **arrabio** se utiliza para la obtención del acero, el arrabio según el método de transformación, se llama: fundición blanca de Martín (M), Bessemer (B) o Thomas (T). La composición del arrabio se muestra en la tabla de la figura 3.4-1 en la cual se ve que el arrabio tiene poco silicio y mucho manganeso, especialmente, el arrabio destinado para la producción del acero en los hornos Martín. El arrabio contiene carbono en estado ligado; por eso tiene fracturas blancas y recibe a menudo el nombre de fundición blanca .

Hierro fundido	Silicio	Manganeso	Fósforo	Azufre
Arrabio (M)	0,3—0,5	1,5—3,5	Hasta 0,3	Hasta 0,07
• (B)	0,9—2,0	0,6—1,5	Hasta 0,07	Hasta 0,06
• (T)	0,2—0,9	0,8—1,3	1,6—2,0	Hasta 0,08
Ferroaleaciones:				
ferrosilicio	9—13	3	0,2	0,04
ferromanganeso	2	70—75	0,35—0,45	0,03

Figura 3.4 -1 Composiciones de arrabios y ferroaleaciones

3. Los **hierros fundidos** con alto contenido de silicio o manganeso se llaman ferroaleaciones, estas se utilizan como adiciones especiales para producir acero y piezas de hierro fundido. Las composiciones de estas ferroaleaciones se pueden ver en la figura 3.4-4
4. Las **escorias de los altos hornos** se utilizan en la producción de ladrillos, bloques y hormigón. Las escorias ácidas se emplean para obtener lana de escorias, la cual, a consecuencia de su baja conductividad térmica es utilizada como material de aislamiento térmico.
5. El **gas de alto horno** (de tragante) libre de polvo se utiliza como combustible en los recuperadores, en las calderas de vapor y otras instalaciones de producción. El contenido promedio de sus constituyentes es: CO, 27 %; CO₂, 12 %; H₂, 2 %; CH₄, 0.5 %; N₂, 58 %.

3.5 Cinética³ y Microestructura de Transformaciones Estructurales en el Hierro.

La temperatura de fusión del hierro es de 1539 °C (± 5 °C). En estado sólido puede encontrarse el hierro en dos modificaciones: α (c.c.) y γ (c.c.c.).

Un hecho importante y esencial es el que el hierro α exista como tal en por debajo de 911 °C y por arriba de 1392 °C se transforme en hierro δ . La explicación de esto debe buscarse en una determinada variación de la energía libre respecto a la temperatura (esta variación se muestra esquemáticamente en la figura 3.5-1)

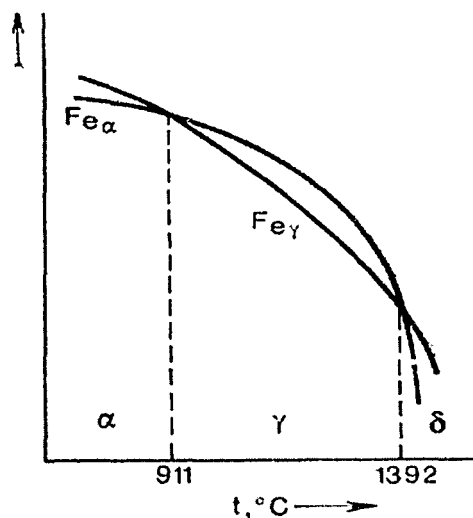


Figura 3.5 -1 Variación de las energías libres de las modificaciones γ y α del hierro, al variar la temperatura.

La energía libre del hierro α (Fe_α) es menor que la energía libre del hierro γ (Fe_γ) a temperaturas inferiores a 911 °C y superiores a 1392 °C. En el intervalo entre 911 y 1392 °C es menor la energía libre que posee el empaquetamiento centrado en las caras de los átomos de hierro. He aquí por qué, cuando se calienta el hierro a 911 °C se produce la transformación $\gamma \rightarrow \delta$.

³ La cinética estudia las velocidades de reacción y los factores que las afectan, incluyendo la influencia del tiempo sobre las transformaciones de fase. [21]

A 768 °C el hierro experimenta una transformación magnética; por encima de 768 °C el hierro se hace no magnético.

El hierro forma soluciones con muchos elementos: con los metales, soluciones por sustitución, con el carbono, nitrógeno e hidrógeno, soluciones por inserción. Debe estudiarse especialmente la formación de soluciones de carbono en hierro. La solubilidad del carbono en el hierro depende sensiblemente de la forma cristalográfica en que se encuentra el hierro. La solubilidad del carbono en el hierro α es insignificante (menos del 0.02 %) y el hierro γ es cien veces mayor (hasta el 2%). El diámetro del átomo de carbono (en estado libre) es igual a 1.54 Å.

En la red c.c. hay doce puestos libres en los puntos medios de las aristas. El diámetro de uno de estos puestos libres, de la red cristalina es igual a 0.62 Å. Este volumen, por lo visto, es insuficiente para poder alojar en él un átomo de carbono.

En la red γ c.c.c. hay en el centro espacios de 1.02 Å de diámetro. En este sitio puede alojarse un átomo de carbono, provocando cierto aumento en la dimensión de la red del hierro γ (el propio átomo también tiene que reducir sus dimensiones, ya que, al disolverse, el carbono cede los electrones de valencia⁴). De este modo, los razonamientos puramente geométricos sugieren que el hierro α no disuelve carbono y el hierro γ si lo disuelve. Sin embargo, una serie de indicios indirectos demuestra que en realidad el hierro α es capaz de disolver carbono en cantidad muy pequeña.

Hay que suponer que la solubilidad del carbono en el hierro α se debe a que en la red efectiva del hierro existen numerosos defectos especialmente en los límites de granos.

La solución sólida de carbono y otros elementos en el hierro α se llama *ferrita*, y en el hierro γ , *austenita*⁵

El estado del carbono en la austenita puede considerarse establecido, aunque todavía no hace mucho que los metalógrafos discutían acerca de esto. El carbono se encuentra en la austenita en forma de iones doblemente ionizados, mientras que los átomos de hierro están ionizados una sola vez⁶.

⁴ También es posible que se superpongan los orbitales electrónicas del carbono y del hierro. [15]

⁵ El nombre ferrita proviene de la palabra latina ferrum (hierro), y el nombre austenita, del científico inglés W. Roberts-Austen quien presentó la primer variante del diagrama hierro – carbono. [16]

⁶ Es decir, el carbono cede al fondo común del cristal dos electrones, y el hierro, sólo uno. [16]

3.6 La cementita.

La cementita es un compuesto químico de carbono e hierro (carburo de hierro) Fe_3C . Como la solubilidad del carbono en el hierro α es pequeña, a temperaturas normales entran en la estructura del acero, en la mayoría de los casos, fases de alto contenido de carbono, en forma de cementita o de otro carburo.

La estructura cristalina de la cementita es muy complicada. Hay muchos procedimientos para representarla, uno de los más acertados se muestra en la figura 3.6-1.

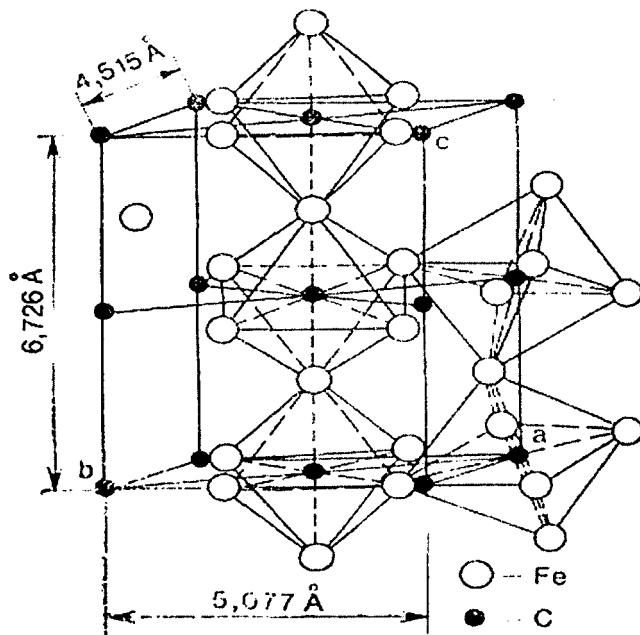


Figura 3.6-1 Estructura cristalina de la cementita.

La temperatura de fusión de la cementita es de cerca de $1250 \text{ }^\circ\text{C}$. La cementita no experimenta transformaciones alotrópicas, pero a bajas temperaturas es débilmente ferromagnética.

Las propiedades magnéticas las pierde a 217 °C. La cementita tiene una gran dureza (mayor a HB⁷ 800, raya el vidrio con facilidad), pero su plasticidad es muy baja, prácticamente nula. Estas propiedades son probablemente, consecuencia de la compleja estructura de la red cristalina de la cementita.

La cementita es apta para formar soluciones sólidas de sustitución. Los átomos de carbono pueden ser sustituidos por átomos de no metales: de hidrógeno, de oxígeno; y los átomos de hierro, por metales: de manganeso, de cromo, de volframio, etc. Esta solución sólida a base de la red de la cementita se llama *cementita aleada*. La designación ordinaria que se da a la cementita aleada es M₃ C, donde se entiende M el hierro y los demás metales que sustituyen los átomos de aquél en la red de la cementita.

La cementita es un compuesto inestable y en determinadas condiciones se descompone formándose carbono libre en forma de grafito. Este proceso tiene una gran importancia práctica principalmente para las aleaciones de alto contenido de carbono (fundiciones).

⁷ Siglas de Dureza Brinell, HB (en inglés) [20]

3.7 Sistema Hierro - Carbono

La figura 3.7-1 muestra la porción de interés del sistema de aleación hierro-carbono

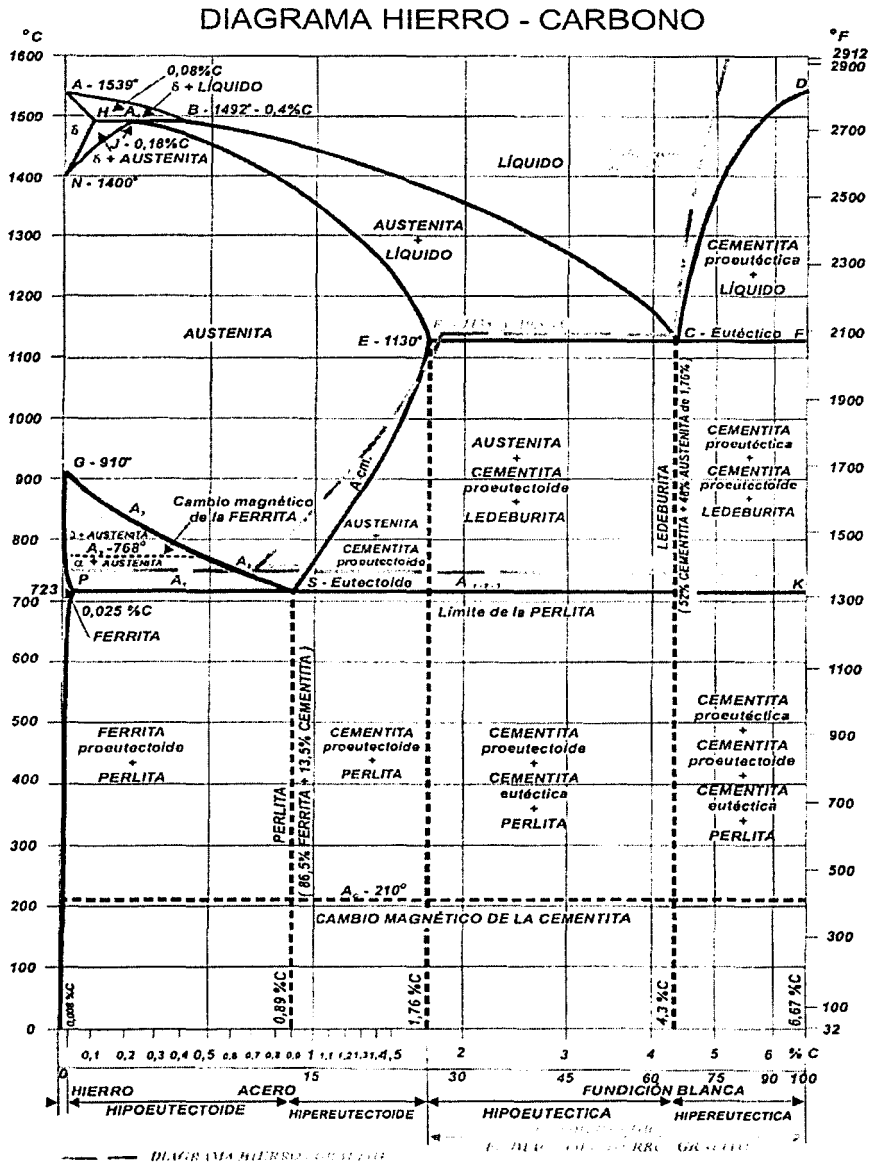


Figura 3.7-1 Diagrama Fe-C

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

Esta es la parte entre hierro puro y un compuesto intersticial, carburo de hierro, Fe_3C , que contiene 6.67 % de carbono por peso; por tanto, esta porción se llamará diagrama de equilibrio hierro-carburo de hierro. Antes de estudiar este diagrama, es importante que el lector entienda que éste no es un diagrama de equilibrio verdadero, pues dicho equilibrio implica que no hay cambio de fase con el tiempo; sin embargo, es un hecho que el compuesto carburo de hierro se descompondrá en hierro y carbono (grafito), lo cual tomará un tiempo muy largo a temperatura ambiente, y aún a 705 °C tarda varios años formar el grafito. El carburo de hierro se llama *fase metaestable*; por tanto, el diagrama hierro-carburo de hierro, aunque técnicamente representa condiciones metaestables, puede considerarse como representante de cambios en equilibrio, bajo condiciones de calentamiento y enfriamiento relativamente lentos.

Como ya se mencionó, el hierro forma con el carbono un compuesto químico Fe_3C llamado carburo de hierro, pero que también es conocido como *cementita*.

Al estudiar los diagramas con compuestos químicos estables, cada compuesto estable puede considerarse como un componente permitiéndonos que el diagrama se pueda estudiar por partes. Así vamos a proceder ahora, estudiando solamente la parte del sistema que va desde el hierro hasta el compuesto químico (Fe_3C – cementita). Esto no sólo simplifica el problema de conocer dicho sistema, sino que además está justificado por el hecho de que en la práctica se emplean aleaciones metálicas cuyo contenido de carbono no supera el 5%.

Por consiguiente, al estudiar el diagrama hierro – carbono en la zona que abarca desde el hierro hasta la cementita, puede considerarse que los componentes del sistema son el hierro y la cementita. En este caso, antes de pasar al estudio del sistema conviene conocer las propiedades y la estructura de estos componentes.

Diagrama de Estado Fe - C

El diagrama de estado hierro - carbono en el intervalo de concentraciones que va desde el hierro hasta la cementita y que se representa en la figura 3.7-2, tiene un doble eje de las abscisas (de concentraciones), indicando el contenido de carbono y el contenido de cementita, al mismo tiempo, este diagrama se caracteriza por poseer tres puntos invariantes: un punto peritético a 0.16 % de C y 1493 °C, un punto eutéctico a 4.3 % C y 1147 °C, y un punto eutectoide a 0.80 % de C y 723 °C. Nota: Indicaremos de pasada una regla sencilla: el producto del contenido de carbono por 15 da el contenido de cementita en el acero y en la fundición en % de masa y prácticamente en % de volumen.

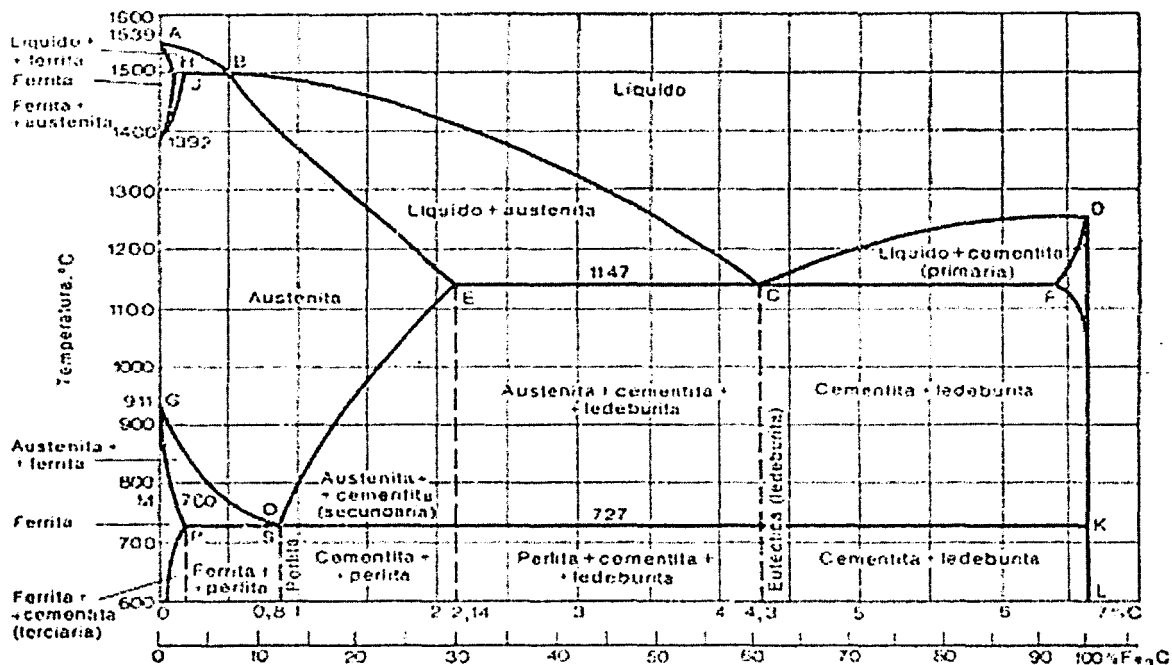


Figura 3.7-2 Sección del diagrama Fe - C

La línea *ABCD* es la de líquido o liquidus del sistema, y la *AHJEFCF*, la de sólido o sólidos.

Como el hierro, además de formar con el carbono el compuesto químico Fe_3C , tiene dos formas alotrópicas, α y γ , en el sistema existen las fases siguientes:

Líquido (solución líquida de carbono de hierro), existe por encima de la línea de líquido; en adelante la designaremos por L .

Cementita Fe_3C , existe en la vertical $DFKL$; en adelante la designaremos por su fórmula química Fe_3C o por C .

Ferrita, constituyente estructural que es el hierro α , el cual disuelve carbono en cantidades insignificantes. Se representa por α o por Fe_α . La región de la ferrita en el diagrama hierro - carbono se encuentra a la izquierda de las líneas GPQ y AHN . Para estructuras inferiores a $900^\circ C$ tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo. Dependiendo de la temperatura a la que se encuentre, la ferrita es dúctil y magnética, pero pasa a ser no magnética a temperaturas superiores a $768^\circ C$. Su capacidad para formar soluciones sólidas de inserción es muy débil puesto que sus espacios interatómicos disponibles son pequeños. Por lo tanto, sólo los elementos de menor radio atómico, H, B, N y C, son capaces de colocarse en los intersticios, pero a costa de crear una gran distorsión en la red, así, la máxima solubilidad del carbono en la forma alfa sólo 0.0259% en masa a $723^\circ C$.

Austenita, estructura consistente en una solución sólida de carbono en hierro γ , (Fe_γ), con estructura cúbica centrada en las caras. Esta variedad alotrópica del hierro es estable a temperaturas comprendidas entre $910^\circ C$ y $1400^\circ C$ y es más densa que la forma alfa y no magnética. El Fe_γ posee mayor capacidad para formar soluciones sólidas que el alfa, puesto que el espacio interatómico disponible en el centro de los cubos puede alijar fácilmente a los elementos de radio atómico pequeño anteriormente citados en la ferrita. Así, el Fe_γ llega a disolver hasta 1.76% de carbono a $1130^\circ C$. La solución sólida de intersección formada, recibe el nombre de *austenita* la cual sólo es estable a elevadas temperaturas.

La región de la austenita es $NJESG$ la austenita es designada por A , γ o $Fe_\gamma(c)$.

Las tres líneas horizontales que hay en el diagrama (HJB , ECF y PSK) indican el transcurso de tres regiones invariantes. A $1499^\circ C$ (línea HJB) se produce la reacción peritectica $L_B + F_H \rightarrow A_J$. Como resultado de la reacción peritética se forma austenita. Esta reacción se observa solamente en las aleaciones que contienen 0.1 al 0.5% de carbono.

Martensita, es una solución sólida sobresaturada de carbono en Fe_α . Se obtiene por enfriamiento rápido de la austenita de los aceros, tras haber sido calentada para conseguir una constitución austenítica. Se presenta en forma de agujas y cristaliza en el sistema tetragonal. La proporción de carbono no es constante y varía hasta un contenido máximo de 0.98% . Si aumentamos la proporción de carbono, también aumenta la resistencia mecánica, la dureza y la fragilidad del acero.

A 1147 °C (horizontal *ECF*) transcurre la reacción eutéctica $L_c \rightarrow A_E + C$. Como resultado de esta reacción se forma mezcla eutéctica. Esta mezcla eutéctica de austenita y cementita se llama *ledeburita*.⁸

La reacción antedicha se produce en todas las aleaciones del sistema que contienen más de 2.14 %de carbono.

A 727 °C (horizontal *PSK*) y 0.8 % de C se efectua la reacción eutéctode $A_S \rightarrow F_P + C$.

El producto de la transformación es una mezcla eutectoide. La mezcla eutectoide de ferrita y cementita se llama **Perlita**, nombre que debe a las irisaciones que toma al iluminarla, parecidas a las de las perlas. Su estructura esta constituida por láminas alternativas de ferrita y cementita, siendo el espesor de las láminas de ferrita 0.3 μm superior a las de cementita. Las propiedades mecánicas de la perlita son intermedias entre las de la ferrita y cementita y aunque es más dura y resistente que la ferrita, es más blanda y maleable que la cementita.

En todas las aleaciones que contienen más de 1.02 % de carbono, es decir, prácticamente en todas las aleaciones hierro – carbono de uso industrial, se produce la transformación perlítica (eutectoide).

Se ha comentado que el aspecto exterior del diagrama hierro – carbono (en su parte anterior a la cementita), es decir, la disposición de las líneas en el diagrama, es completamente determinada y estable. Lo único que esta sujeto a precisión son las coordenadas (o sea, la temperatura y la concentración de los puntos más característicos).

Los valores de las coordenadas de estos puntos en el diagrama hierro – carbono⁹, según los datos experimentales más modernos, se dan en la tabla 3.7-3.

Tabla 3.7-3

Designación del punto	Temperatura ° C	Concentración de carbono %	Designación del punto	Temperatura ° C	Concentración de carbono %
A	1539	0	D	1250	6.67
B	1499	0.5	G	911	0
H	1499	0.1	P	727	0.02
J	1499	0.16	S	727	0.8
N	1392	0	K	727	6.67
E	1147	2.14	Q	~600	0.01
C	1147	4.3	L	~600	6.67
F	1147	6.67			

⁸ De A. Ledebur, científico alemán. [16]

⁹ Las designaciones literales de los puntos del diagrama que se dan en la tabla son las que generalmente se utilizan en la práctica internacional. [21]

3.8 Transformación Perltica ($\gamma = \alpha + Fe_3C$) de un Acero Hipoeutectoide.

Los aceros con una concentración de C menor al 0,88%, se denominan hipoeutectoides y se hayan constituidos a la temperatura ambiente por ferrita y perlita o, lo que es lo mismo, por ferrita proeutectoide¹⁰ y ferrita y cementita eutectoides.

Caso de un acero con 0.4 % C enfriado lentamente, dentro del horno

El acero está inicialmente a una temperatura austenítica. Al disminuir la temperatura entra en la zona $\alpha - \gamma$, la fase α comienza a nuclear en los bordes de grano de la austenita, figura 3.8-1 (a). Si sigue bajando la T, aumenta la fracción de α y sus granos se van engrosando, figura 3.8-1 (b). La fase γ restante se va enriqueciendo en C hasta llegar a 0.8% de éste a la temperatura eutéctode. En estas condiciones la fase γ restante se transforma en una mezcla eutectoide de $\alpha + Fe_3C$, según la reacción eutectoide: $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C =$ perlita

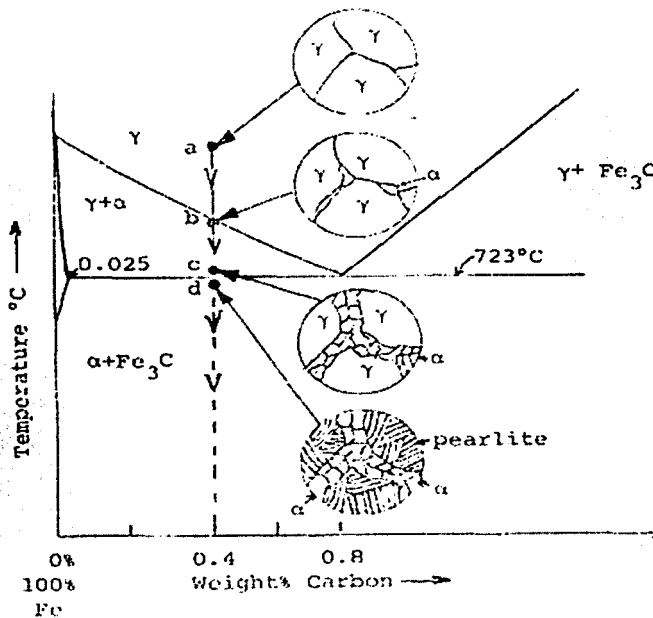



Figura 3.8-1 Transformación de un acero hipoeutectoide  al .04 % de C con un enfriamiento lento. Tomado de la fuente [24]

¹⁰ El prefijo "pro" significa "antes", y por lo tanto el término ferrita proeutectoide es usado para distinguir este constituyente, el cual se forma inicialmente, de la ferrita eutectoide, la cual a su vez es formada por la reacción eutectoide tardía en el enfriamiento. [24]

La microestructura de este acero a temperatura ambiente consiste en un 50% de granos gruesos de ferrita y en un 50% de colonias de perlita, Figura 3.8-1 (c) y (d). Es importante destacar que la perlita crece en forma de colonias redondeadas de placas alternadas de ferrita y cementita. En base a lo anterior, podemos decir, que hay dos fases presentes: ferrita, (en forma proeutectoide y en la perlita), y cementita.

Si el acero es enfriado más rápido, sacándolo del horno a la temperatura austenítica y dejándolo enfriar al aire se produce el tratamiento denominado normalizado. Con este enfriamiento más rápido, o si el grano de la austenita, γ , es muy grande, el crecimiento de la ferrita, α , no se da como antes, engrosándose. Para enfriamientos relativamente rápidos (como en el aire) la transformación se produce a temperaturas más bajas que para el caso del enfriamiento en el horno; la nucleación inicial de ferrita se produce en los bordes de grano de la austenita, pero el crecimiento se hace buscando planos donde los bordes de interfase se hacen coherentes y la fase α crece en forma de agujas, estas no son deseables ya que son más duras y frágiles.

Hay otros dos tratamientos térmicos de recocido que pueden ser efectuados al acero, estos son la esferoidización y el recocido total. El primero, es el nombre dado al proceso de calentar el acero a una temperatura levemente inferior a la eutectoide para esferoidizar los carburos perlíticos e hipereutectoides, y así llevar el acero a una condición más blanda. El segundo, es aquel en el cual el acero es austenitizado y enfriado en el horno, este tratamiento hace crecer los granos de austenita para transformarse en una gruesa distribución de perlita. Figura 3.8-2

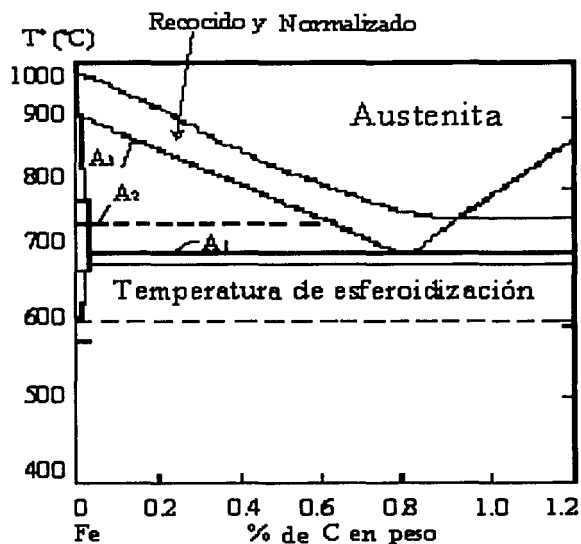


Figura 3.8-2 Diagrama de fases que muestra la situación de la esferoidización y el recocido completo a distintas temperaturas.

Influencia del tamaño del grano de la austenita en la forma de la ferrita

Si los granos de austenita son pequeños hay muchos puntos de nucleación de ferrita, estos expulsan carbono y dicho elemento difunde hacia la austenita circundante bajando la temperatura de transformación de ésta, el proceso de transformación se continua con menor sobresaturación de C, o sea, menor sobreenfriamiento. La transformación ferrítica no es tan fuertemente impulsada y la ferrita crece más por difusión que por mecanismos cristalográficos. Lo inverso ocurre si el grano de austenita es grande. Figura 3.8-3

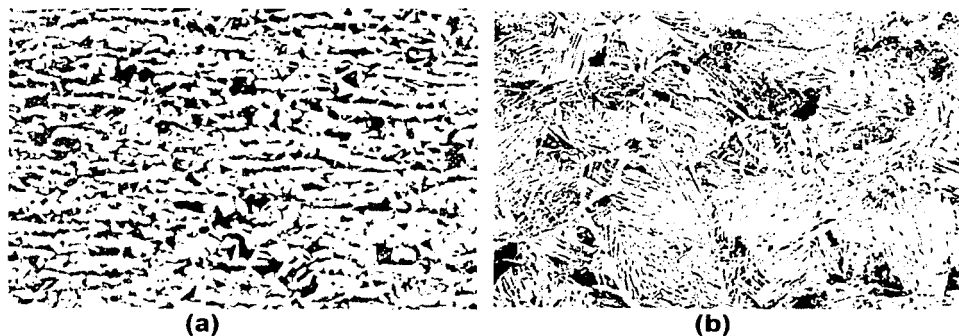


Figura 3.8-3 Efecto del tamaño de grano austenítico sobre una distribución de ferrita proeutectoide en un acero hipoeutectoide .23 % C y 1.2 % Mn . Enfriando al aire desde (a) 900 ° C (tamaño de grano austenítico pequeño) y (b) 1150 ° C (tamaño de grano austenítico grande). Microfotografías de la fuente [23], no aparece especificado el número de aumentos.

3.9 Transformación Perlítica

La perlita se forma en la reacción eutéctode: $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$

Es un eutectoide laminar con placas paralelas alternadas de α y Fe_3C . La nucleación de la perlita ocurre en los límites de granos, figura 3.9-1, y tanto las láminas de ferrita, (α), como las de cementita, (Fe_3C), pueden actuar como origen de la nucleación. Eventualmente, un núcleo vecino puede formar otra colonia, independiente de la anterior, avanzando en una dirección diferente. El crecimiento de la perlita es de tipo nodular figura 3.9-2, por tanto, ésta se verá en las micrografías como nódulos o colonias.

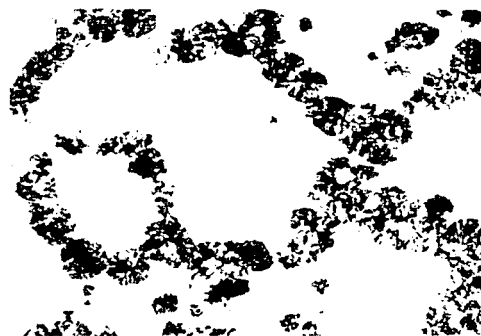


Figura 3.9-1 Nucleación de la perlita en los límites de grano de un acero eutectoide a 550 ° C . Microfotografía sin especificación de aumentos en la fuente [23]



Figura 3.9-2 Acero eutectoide que ha tenido una transformación parcial de perlita a 700 ° . La fuente no proporciona el número de aumentos de la microfotografía [24]

El % de perlita formado en función del tiempo tiene la forma de curva sigmoideal, figura 3.9-3. Se puede observar que la transformación es más rápida cuando el grano de austenita es menor, lo que implica , menor tiempo de austenitización.

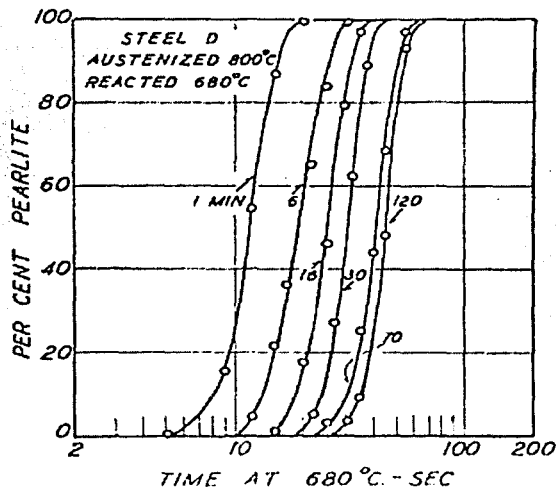


Figura 3.9-3 Curva de reacción isotérmica para un acero eutectoide Para 1.6.16 y 30 minutos a 800 ° C (Nótese como la transformación de austenita a perlita empieza lentamente y termina lentamente).

En referencia a la Figura 3.9-3, se observa que, en una primera etapa, la velocidad de transformación de austenita a perlita es baja, ya que, solo unos pocos nódulos perlíticos han nucleado y crecido; este período es considerado de incubación. En la segunda etapa, la velocidad de transformación es fuertemente acelerada debido a que se forman y crecen muchos núcleos nuevos, mientras que el desarrollo de los nódulos existentes continúa; en esta etapa la velocidad de crecimiento de la perlita es proporcional al área de la interfase austenita-perlita. Finalmente, se alcanza una tercera etapa cuando la velocidad de transformación decrece al disminuir la velocidad de nucleación, y el crecimiento continuo de los nódulos existentes es obstruido por el encuentro con otros nódulos.

Las velocidades de nucleación y crecimiento de la perlita, $(\dot{N} \text{ y } \dot{G})$, varían fuertemente con la temperatura de transformación, llegándose a un máximo a 550°C; a menor temperatura éstas decrecen, figura 3.9-4, y la transformación será reemplazada por Bainita.

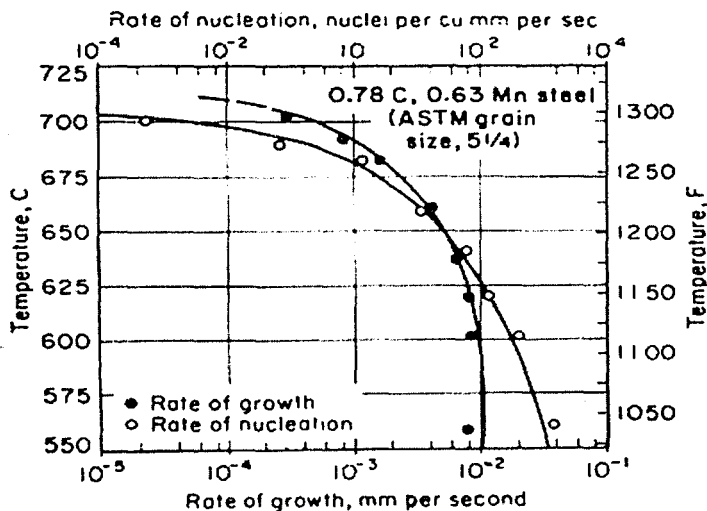


Figura 3.9-4 Diagrama que muestra las velocidades de nucleación y crecimiento de la perlita.

El espaciamiento interlaminar de la perlita disminuye al bajar la temperatura de transformación, figura 3.9-5. Al avanzar la perlita debe producirse una fuerte redistribución del carbono, figura 3.9-6, que se encontraba homogéneamente distribuido en la austenita, teniéndose que:

- α casi no contiene C
- Fe_3C contiene 6,7 % de C
- γ contiene 0,8% de C

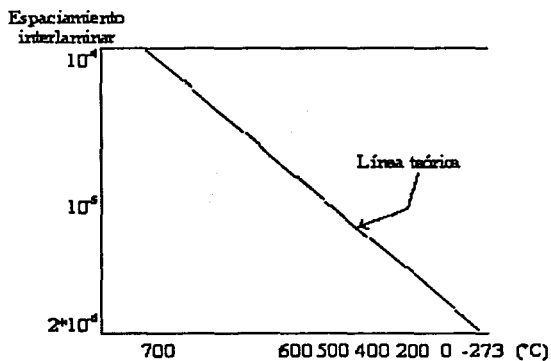


Figura 3.9-5 Espaciamiento interlaminar de la perlita respecto a la temperatura de enfriamiento.

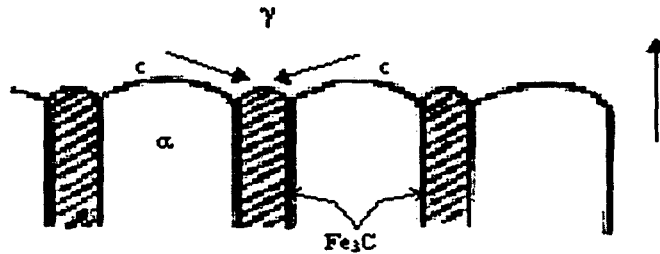


Figura 3.9-6 Redistribución del Carbono

Si la transformación se hace a menor temperatura, se realiza a mayor velocidad y la difusión es más difícil, por tanto la transformación debe realizarse con distancias de difusión menores, disminuyendo la distancia interlaminar. Esta característica tiene un importante efecto en las propiedades mecánicas del acero, aumentando la resistencia a la tracción.

Lógicamente si la transformación se realiza bajo condiciones isotérmicas, la perlita crece con velocidad prácticamente constante y espaciamento interlaminar también constante. Mientras mayor sea la temperatura a la que se realiza la transformación mayor será el espaciamento interlaminar.

3.10 Transformación Austenita - Bainita

Si un acero eutectoide se enfría rápido desde la temperatura austenítica hasta una temperatura intermedia que puede estar entre 250 y 550°C y se deja transformar isotérmicamente, la microestructura obtenida se denomina bainita, figura 3.10-1.

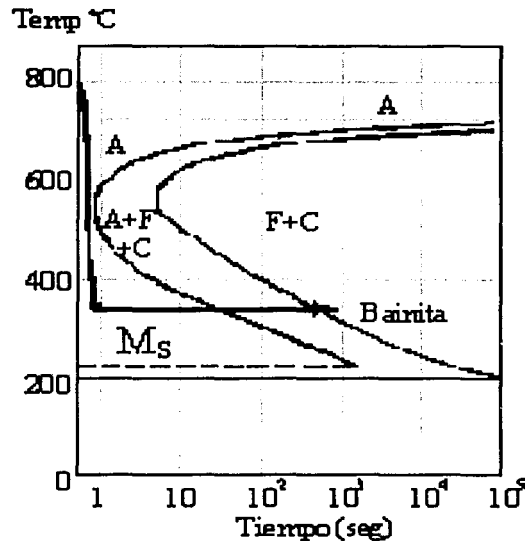


Figura 3.10-1 Diagrama de estado que muestra la zona de bainita.

La bainita puede definirse según su microestructura como el producto de una reacción eutectoide no laminar, en oposición con la perlita la cual es producto de una reacción eutectoide laminar. Dado que la transformación se realiza a menor temperatura que la perlítica, la bainita pierde la característica laminar de ésta y tiende a tomar forma de agujas, (en una vista plana), en las cuales se entremezclan las fases: $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$

La bainita inferior se produce por transformación isotérmica entre 250 y 350°C. Debido a que la difusión del carbono es baja a esta temperatura, la cementita precipita internamente en las placas de ferrita. A diferencia de lo que sucede en la martensita en la cual los carburos precipitan en 2 ó más direcciones, en la bainita inferior la precipitación de carburos tiene una orientación predominante en la cual las plaquitas de Fe_3C presentando un ángulo de 55° con el eje longitudinal de la aguja de ferrita. En la formación de bainita inferior, la ferrita se produce a partir de la austenita por desplazamiento de corte y luego precipita la cementita al interior de la ferrita, figura 3.10-2 y figura 3.10-3.



Figura 3.10-2 Estructura bainítica inferior formada en el acero 1080 a 290 ° C La estructura es acicular. Aum.~2500x.

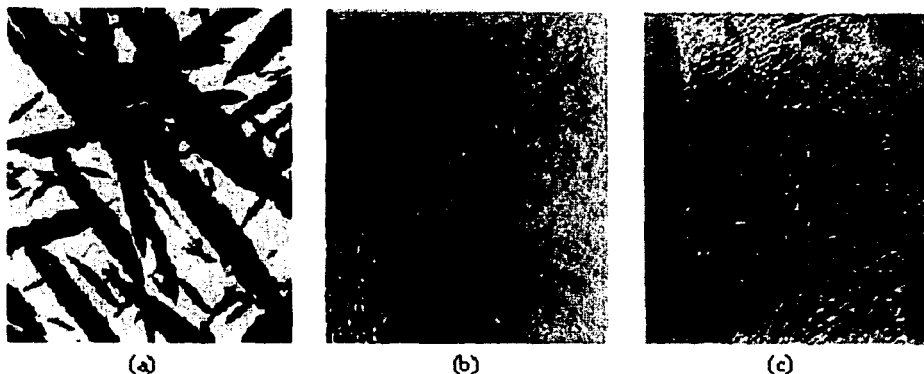


Figura 3.10-3 Micrográficas de microscopio óptico y electrónico de un acero 0.66 C% y 3.3 Cr %a 350 ° C. La perlita se produce a partir de la austenita por desplazamiento de corte y luego precipita la cementita al interior de la ferrita. Aum. ~ (a) x 700, (b) y (c) x 16000,

La bainita formada entre 350 y 550°C, figura 3.10-4, se llama bainita superior o plumosa, en ella la cementita esta más bien en forma de barras que de placas. Estudios han mostrado que la ferrita y la cementita nuclean independientemente y que el elemento que controla el crecimiento de la bainita superior es la difusión del carbono en la austenita. El crecimiento de la ferrita y de la cementita es cooperativo, la primera rechaza el carbono que es recibido por la segunda, figura 3.10-5 y 3.10-6.



Figura 3.10-4 Microfotografía de la bainita superior o plumosa formada en un acero 1080 a 495 ° C, la estructura se compone de bainita "tipo pluma" y regiones de perlita muy fina. Aum. ~ 2500x

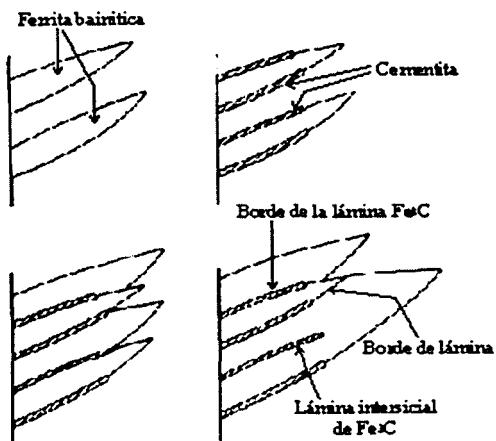


Figura3.10-5 Crecimiento de la ferrita

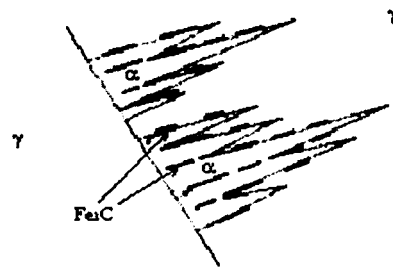


Figura3.10-6 Crecimiento de la cementita

3.11 Transformación Austenita - Martensita

En un acero eutectoide se produce martensita cuando el enfriamiento es tan rápido que se evita la nariz de la curva de transformación (TTT), la transformación de la austenita se realiza con fuerte desequilibrio bajo 220°C, Figura 3.11-1.

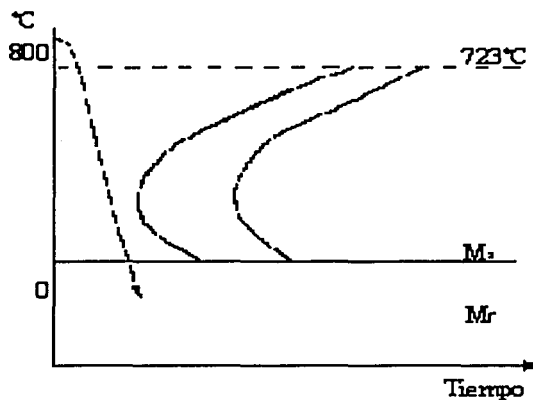


Figura 3.11-1 Transformación austenita - martensita en un diagrama TTT

La martensita es una estructura metaestable consistente en una solución sólida sobresaturada de carbono en α .

Características de la Martensita

El tipo de martensita depende del contenido de C del acero, Figura 3.11-2:

- (a) $\%C < 0,6$ Martensita en "láminas"
- (b) $0,6 < \%C < 1,0$ Mixta
- (c) $1,2 < \%C$ Martensita en agujas

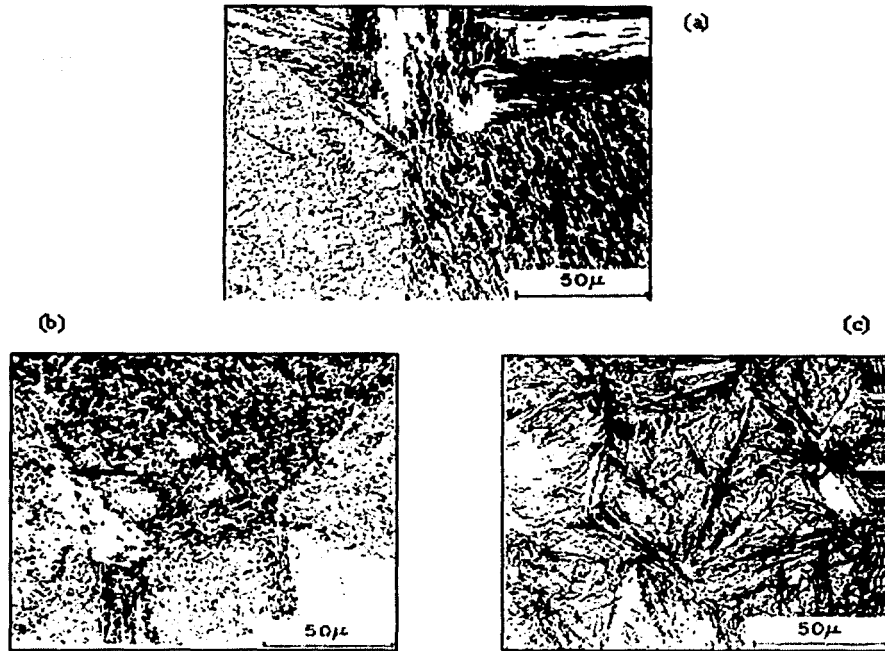



Figura 3.11-2 Microfotografía que muestra : (a) $\%C < 0,6$ Martensita en "láminas", (b) $0,6 < \%C < 1,0$ Mixta , (c) $1,2 < \%C$ Martensita en agujas

La martensita se produce sin difusión, como la reacción ocurre rápidamente y a tan baja temperatura no hay tiempo para que la difusión actúe. La transformación no requiere superar mediante activación térmica una barrera de energía, por lo tanto se llama transformación atérmica y adifusional.

No hay cambios de composición en el paso de austenita a martensita, no originándose una migración de los átomos de carbono.

La estructura cristalina cambia de CCC , austenita, a TCC (tetragonal de cuerpo centrado), martensita, figura 3.11-3. La tetragonalidad se debe al carbono intersticial y el grado de tetragonalidad depende del % de carbono del acero. El cambio volumétrico producto de ésta transformación, CCC a TCC, puede producir fallas en la pieza final

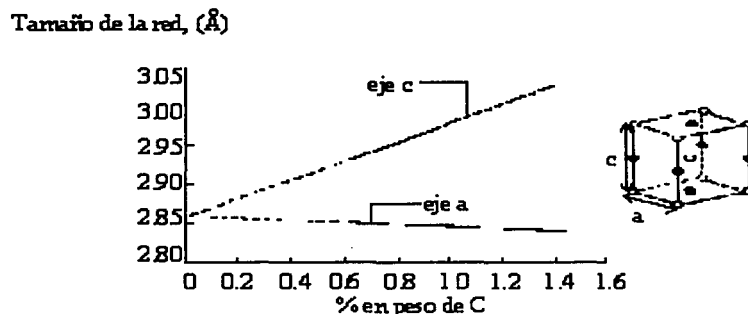


Figura 3.11-3 Diagrama que muestra el cambio de estructura cristalina de CCC a TCC

La martensita comienza a formarse a una temperatura característica de cada acero, M_s . El % de martensita formado dependerá de cuánto haya descendido la temperatura por debajo de M_s , hasta llegar al 100 % de transformación a la temperatura M_f . Mientras mayor sea el avance entre M_s y M_f , mayor será el grado de transformación de la austenita en martensita.

Así, si se desciende levemente bajo la temperatura M_s , como por ejemplo a T_1 , figura 3.11-1, la cantidad de martensita formada será pequeña, (20%), y la no transformada será austenita retenida, (80%), pudiéndose llegar eventualmente a martensita pura, (100% de martensita), si la temperatura es suficientemente baja, igual a M_f .

A temperatura ambiente, muchos aceros mantienen aún austenita retenida, ya que su M_f está por debajo de la temperatura ambiente. Un incremento en el % de C baja la temperatura de formación de la martensita, M_s . (Figura 3.11-4)

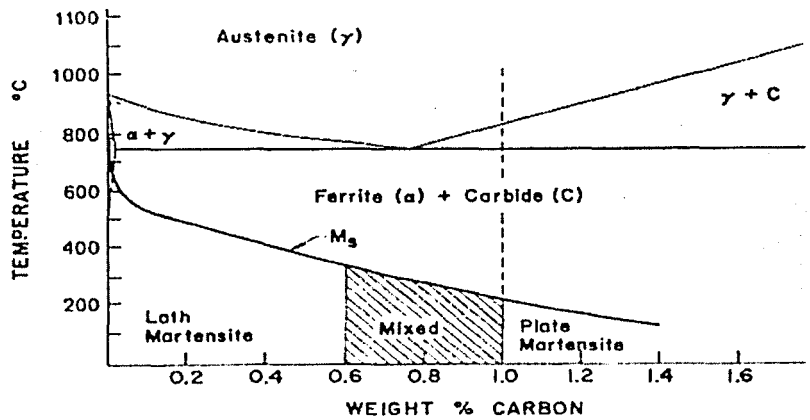


Figura 3.11-4 Influencia del carbono en la temperatura de formación de martensita [24]

Capítulo 4.

FUNDAMENTOS DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS ACEROS

4.1 Aceros

El significado exacto de la palabra “acero” es variable. Se ha entendido por acero los materiales templeables, y también todos los hierros que eran forjables. Una de estas definiciones puede ser la siguiente: “los aceros son productos férreos deformables en caliente y en frío y cuyo contenido de carbono es inferior a 2 %, con excepción de los aceros altos en cromo, en los que el contenido de carbono puede ser superior al citado límite”. Los productos férreos con más de 2 % de carbono, salvo las excepciones señaladas, son fundiciones de hierro y arrabios.

Como materia prima fundamental para la producción del acero se emplea el arrabio y la chatarra de metales ferrosos. El acero, en comparación con la fundición contiene una cantidad considerablemente menor de carbono e impurezas, debido a la oxidación de éstas durante la elaboración del acero. Los métodos actuales de obtención del acero son para grandes producciones en general los siguientes:

1. El de convertidores
2. El de producción del acero en los hornos Martín – Siemens
3. La producción del acero en los hornos eléctricos

Los aceros pueden clasificarse de diferentes maneras; así, por ejemplo, según el proceso de fabricación (aceros Thomas, Bessemer, Martín – Siemens, eléctricos, al oxígeno, etc.), según sus propiedades (aceros refractarios o inoxidable, etc.), según su empleo (aceros de construcción, de herramientas o para tareas especiales), según el tipo de tratamiento térmico adecuado (aceros para temple en agua, para temple en aceite, para temple en aire, etc.) o según su estructura (aceros ferrítico – perlíticos, martensíticos, austeníticos, ferríticos).

Nos concentraremos en la clasificación que se hace de los aceros respecto a su estructura interna, ya que a partir del conocimiento de esta, se hace posible una adecuada selección del acero según la aplicación que se le quiere dar. Los aceros ferrítico – perlíticos son aceros no aleados o de baja aleación y, atendiendo al sentido propio de la denominación, son aceros que contienen cristales de hierro puro (es decir ferrita) y el constituyente eutectoide perlita. Se llaman también hipoeutectoides, especialmente cuando contienen menos de 0.8 % de C. Si el contenido de carbono es justamente 0.8 %, los aceros son puramente perlíticos o eutectoides. Aquellos que contienen más de 0.8 % se llaman hipereutectoides, y en ellos la estructura está formada por perlita y por carburo, que forma una red que envuelve los granos de perlita.

Se denominan aceros martensíticos los que presentan una estructura de temple sin necesidad de tratamiento térmico; son duros, frágiles y difíciles de conformar.

Los aceros austeníticos no se pueden temprar, porque no sufren la transformación del tipo γ - α . Por esta razón, tampoco tiene sentido recocerlos. Sin embargo, se templan para que la austenita que los constituye sea homogénea. Se calientan a temperaturas de 1000 a 1050 °C y luego se templan en agua o al aire.

Después de este tratamiento están constituidos por cristales homogéneos, de caras centradas, de la solución sólida γ (austenita). Estos aceros tienen límite elástico, resistencia a la tracción y dureza bajos, y alargamiento, tenacidad y estricción grandes. No son magnéticos y se mecanizan mal.

Los aceros ferríticos son aquellos en los que, como consecuencia de haberse sobrepasado un determinado contenido de ciertos elementos de aleación, no se presenta ninguna transformación entre las temperaturas de fusión y la ambiente; es decir, mantienen en todo el intervalo de temperaturas la red cúbica centrada. Estos aceros no se pueden temprar, ni es posible modificar sus propiedades por recocido. Los aceros ferríticos cuyo grano se ha hecho grande por un calentamiento largo a temperaturas elevadas puede someterse a una conformación en caliente (forja) para que recupere su estructura de grano fino. Los aceros al cromo presentan una tendencia particularmente marcada al crecimiento de grano.

Si el contenido de carbono se aumenta más allá del límite de 2 % establecido para los aceros, aparece un nuevo constituyente estructural: granos grandes de carburo embebidos en la masa fundamental o matriz. Este constituyente confiere a esos aceros, una dureza especial. Cuanto más se incrementa el contenido de carbono, mayor es la proporción de los granos de carburo, y más resistente es el acero frente al desgaste.

4.2 Tratamiento Térmico de Aceros

Los principios básicos acerca de las transformaciones estructurales que se describieron describimos en el capítulo anterior se puede aplicar para describir transformaciones específicas de importancia industrial. No es realista tratar de describir las vasta cantidad de materiales y tratamientos térmicos que se usan actualmente en la industria. Sin embargo, si se escogen con cuidado una cantidad limitada de ejemplos en los que existan muchos datos que relacionen el efecto del tratamiento térmico sobre la microestructura, se podrá desarrollar una idea y una confianza en la aplicación de los principios básicos.

Existen dos procesos de endurecimiento térmico que se aplican a los aceros a saber:

- (1) *Procesos de endurecimiento completo* que producen un endurecimiento en toda la sección transversal del material.
- (2) *Procesos de endurecimiento superficial* que endurecen sólo la superficie.

En el tratamiento térmico de los aceros, el endurecimiento depende de que los carburos a temperatura ambiente (tanto cementita o carburos de hierro, Fe_3C , como carburos de aleación) se disuelvan en la austenita a la temperatura de austenitización (la temperatura de tratamiento térmico por disolución). Como ya lo hemos señalado, la disolución de los carburos en la austenita se debe a que su estructura (CC) es capaz de alojar más átomos de carbono porque tiene huecos intersticiales más grandes que la fase de ferrita (CCC). Cuando la austenita se enfría rápidamente por debajo de la temperatura crítica, se convierte en una solución sólida sobresaturada inestable que tiende a transformarse en las fases de equilibrio, ferrita y cementita (carburo). Se puede regular la resistencia del agregado de ferrita-carburo controlando la temperatura isotérmica a la cual se transforma la austenita. Cuando se enfría la austenita por debajo de la línea de temperatura de inicio de transformación de la martensita, se forma una estructura tetragonal de cuerpo centrado (TCC) y sobresaturada (martensita). La estructura martensítica es la más dura que se puede producir en los aceros y, para obtener el endurecimiento máximo, es necesario exceder la velocidad de enfriamiento crítico del acero y que toda la austenita se transforme en martensita. Podemos estimar de modo aproximado este régimen de enfriamiento crítico a partir de un diagrama TTT para el acero en cuestión. De hecho, puesto que el acero se enfría de forma continua a partir de la temperatura de austenitización, el diagrama de transformación con enfriamiento continuo, es un mejor indicador de la velocidad de enfriamiento crítico. Los diagramas de enfriamiento continuo y los de transformaciones isotérmicas, son los diagramas fuera del equilibrio que efectivamente se consultan para el tratamiento térmico de los aceros. Por tanto, estos son los diagramas de proceso reales que se consultan durante el tratamiento térmico, no los diagramas de fases de equilibrio. Por consiguiente en el siguiente apunto hablaremos acerca de dichos diagramas para poder utilizarlos eficazmente durante el tratamiento térmico.

4.3 Diagramas de proceso fuera del equilibrio

Los diagramas de fase hierro – carbono de equilibrio revisados en el capítulo anterior pretender ser sólo una guía aproximada. Las condiciones de tratamiento térmico reales no pueden alcanzarse en equilibrio (el calentamiento y enfriamiento tendrían que ser muy lentos). Por tanto, es importante contar con diagramas fuera del equilibrio que muestren las fases presentes en las condiciones de enfriamiento fuera del equilibrio que muestren las fases presentes en las condiciones de enfriamiento fuera del equilibrio.

Diagramas de transformación isotérmica (TTT) de aceros

Se denomina curva TTT (Temperatura, Tiempo, Transformación), al diagrama que relaciona el tiempo y la temperatura requeridos para una transformación isotérmica. Así por ejemplo, en el caso del acero, y más específicamente en el de la austenita, que es inestable debajo de la temperatura crítica, se necesita saber cuanto tiempo requerirá para empezar a transformarse a una temperatura subcrítica específica, cuanto tiempo precisará para estar completamente transformada y cual será la naturaleza del producto de esta transformación.

El diagrama TTT más simple es el del acero eutectoide, al carbono (SAE-1080), que se muestra en la figura 4.3-1.

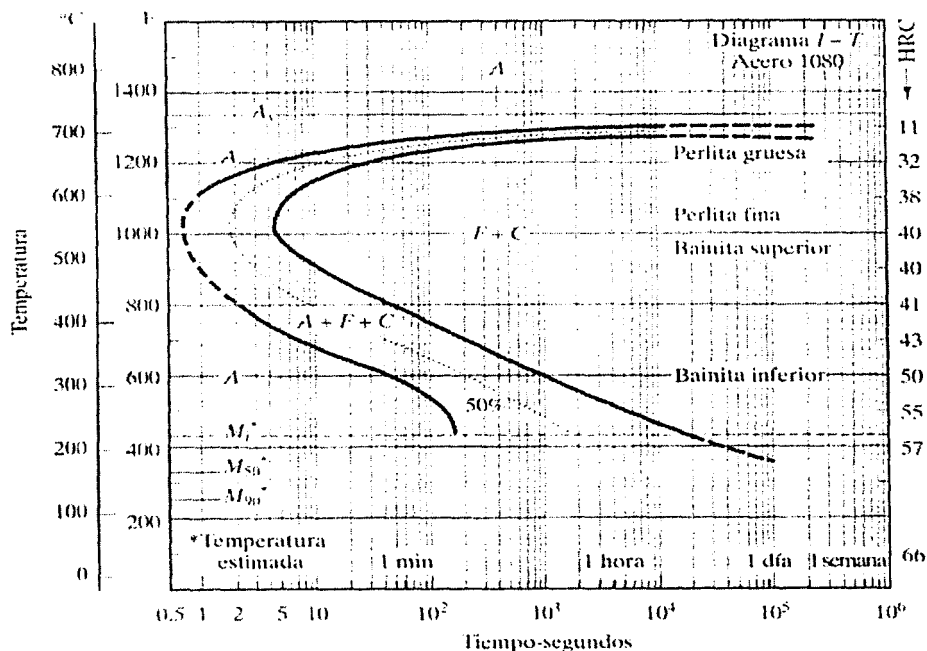


Figura 4.3-1 Diagrama de transformación isotérmica de un acero eutectoide 1080

Las ordenadas a la izquierda son la temperatura, y las abscisas están en [log(tiempo), en segundos] para dar cabida a tiempos muy cortos y muy largos de transformación. Con fines comparativos, se indican tiempos de un minuto, una hora, un día y una semana. La línea horizontal A_i es la temperatura eutectoide a 727 °C, donde la A indica austenita y el subíndice s significa "inicio", de donde A_s significa "inicio de la formación de austenita". Por encima de esta línea, el acero está en la región austenítica estable indicada por A. Para elaborar un diagrama TTT típico como el de la figura 4.3-1, se calientan varias muestras o especímenes pequeños hasta el campo austenítico de una sola fase A y después se temple hasta una temperatura intermedia por debajo de la línea o líneas de equilibrio; en este caso, A_i para el acero eutectoide. Por debajo de 727 °C, la austenita se torna inestable y, si se mantiene a una temperatura constante (isotérmica), termina por transformarse en las fases estables de ferrita (F) y carburo de hierro (C). Al cabo de cierto tiempo a la temperatura intermedia, se temple un espécimen a temperatura ambiente y después se somete a un examen metalográfico para determinar la presencia de las fases F y C. Después de transcurrido otro tiempo, se temple otro espécimen y se examina. El momento en que aparecen las primeras fases F y C se toma como el inicio de la transformación a esta temperatura, y el momento en que toda la austenita se ha transformado en las fases F y C se toma como el "fin de la transformación". La primera curva en C (izquierda) es la gráfica de todos los tiempos a diferentes temperaturas a los que ocurre el inicio de la transformación de $A \rightarrow F + C$. Análogamente, la curva en C de la derecha es la gráfica de todos los tiempos a diferentes temperaturas en los que toda la austenita se ha transformado en F + C. Entre estas dos curvas, las tres fases, A + F + C, coexisten porque la transformación no se ha completado. El campo situado a la derecha de la segunda curva en C está marcada como F + C porque toda la austenita se ha transformado en esas fases estables. La región a la izquierda de la primera curva en C está marcada como A porque la austenita inestable aún no se ha transformado.

Otro diagrama para ejemplificar las transformaciones isotérmicas es el que se tiene cuando se trata térmicamente un acero hipoeutectoide, por ejemplo un SAE-1045, se debe agregar una línea adicional que señala el inicio de la transformación con la formación de ferrita proeutectoide, análogamente, en el caso de un acero hipereutectoide la línea adicional indica el inicio de la formación de cementita proeutectoide.

La figura 4.3-2 muestra la curva TTT para un acero al carbono con 0,4% de C. Bajo 550 °C la curva de inicio de formación de la ferrita se confunde con el inicio de la transformación bainítica, además, a estas temperaturas no se produce ferrita proeutectoide, sino solamente bainita.

Como la ferrita, la perlita y la bainita superior nuclean en los límites de grano de la austenita, el número de núcleos de estos constituyentes que se forman por segundo en una muestra es proporcional al tamaño de grano. Así, en un acero de grano fino a una temperatura dada y para una fracción cualquiera de austenita, la transformación tomará menos tiempo que en un acero de grano grueso. De este modo, un tamaño de grano más fino desplazará las curvas TTT hacia la izquierda, es decir, hacia tiempos de transformación menores.

Se debe notar, de la figura 4.3-2, el corto tiempo que transcurre antes de comenzar la transformación a ferrita o bainita, esto se deduce de la cercanía de la nariz de la curva con la ordenada. Por lo tanto, si se desea obtener 100% de martensita es necesario enfriar muy rápido con el temple, lo que no es posible en piezas gruesas.

De igual forma las figuras 4.3-3 y 4.3-4 muestran que las adiciones de ciertos elementos de aleación desplazan las curvas hacia la derecha, es decir, hacia tiempos más largos de transformación, como ocurre al agregar 0,9% de Cr, Figura 4.2-3, y 0,8% de Cr, 0,3% Mo y 1,8% Ni, Figura 4.3-4. Esto permite disponer de más tiempo para enfriar el acero sin tocar las curvas de inicio de la transformación, de esta manera se puede obtener 100% de martensita al templar piezas de mayores espesores.

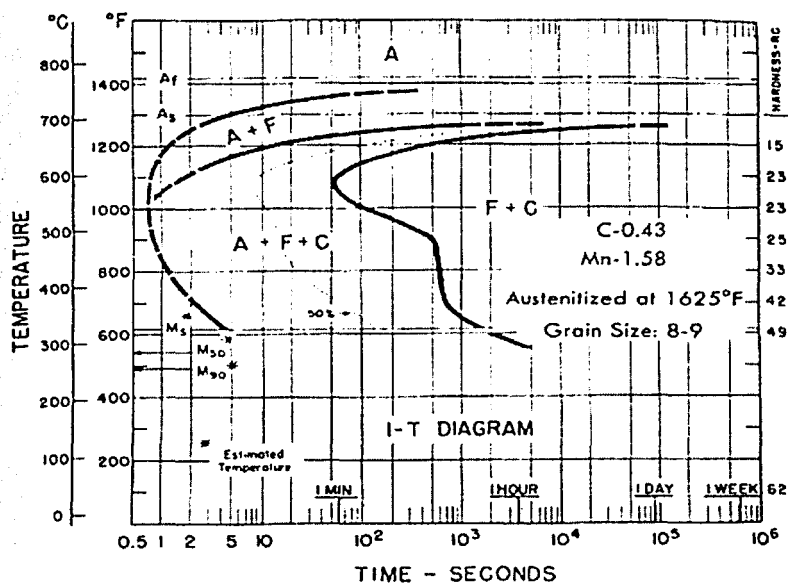


Figura 4.3-2 Curva TTT para un acero al carbono con 0,4% de C (AISI 1340). [24]

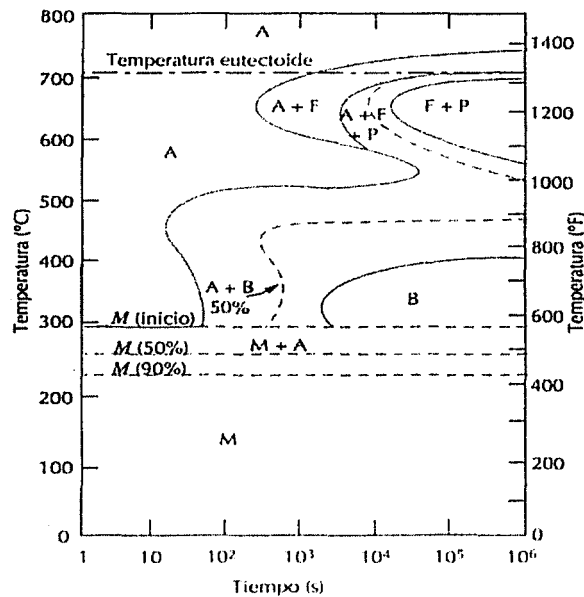


Figura 4.3-3 Influencia de elementos aleantes en los tiempos de transformación. Acero aleado tipo 4340: A, austenita; B, bainita; M, martensita; P, perlita [20]

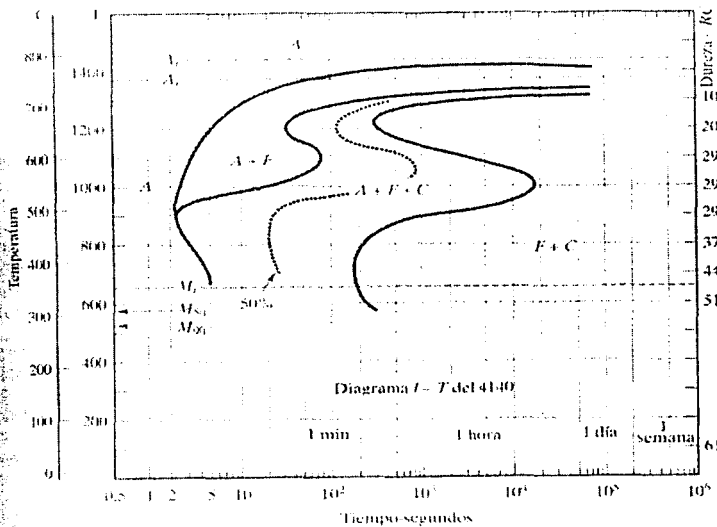


Figura 4.3-4 Influencia de elementos aleantes en los tiempos de transformación En un acero que contiene 0,8% de Cr, 0,3% Mo y 1,8% Ni

Respecto a los elementos de aleación antes de producirse las transformaciones, están homogéneamente distribuidos en la austenita, pero cuando ésta se transforma en ferrita, perlita o bainita, éstos deben redistribuirse y desplazarse por difusión; al ser átomos grandes su difusión es lenta y frenan el avance de la transformación.

Se puede observar en la secuencia de las figuras 4.3-2 y 4.3-3, que al agregarse elementos de aleación las curvas TTT cambian de forma y se producen dos "narices" que definen dos regiones, la región de mayor temperatura corresponde a la formación de perlita y la de menor temperatura a la formación de bainita.

De esta forma, la adición de C y otros elementos de aleación, así como grano grueso, desplazan las curvas TTT hacia la derecha. Sin embargo, el C produce un aumento ostensible de la dureza, mientras que otros elementos de aleación no afectan la dureza máxima. Por otra parte, el grano grueso tiende a reducir la tenacidad lo que lo hace poco deseable.

Diagramas TTT para Transformaciones con Enfriamiento Continuo

Estos diagramas muestran las microestructuras que se forman cuando el acero ha sido austenitizado y después enfriado de manera continua a temperatura ambiente, con determinada rapidez. La velocidad de enfriamiento que se da en los diagramas es la velocidad a 700 °C (1300 °F) o la velocidad de enfriamiento media entre 700 y 500 °C. Los diagramas se elaboran mediante dilatometría combinada con metalografía (examen microestructural). La dilatometría sigue la dilatación (expansión o contracción térmica) de especímenes pequeños de acero. Los puntos de transformación se acentúan porque ocurre una expansión del volumen cuando la austenita (CC) se transforma en ferrita (CCC) durante el enfriamiento.

Estos tratamientos son los más comunes en la industria. Las curvas TTT para enfriamiento continuo son diferentes de aquellas para transformación isotérmica y no pueden ser deducidas a partir de éstas. La figura 4.3-5 compara ambos tipos de curvas observándose que las curvas de enfriamiento continuo están más desplazadas hacia tiempos mayores que las de transformación isotérmica. La explicación de esto es la siguiente: la transformación en el caso de enfriamiento continuo demora más debido a que pasa mayor cantidad de tiempo a altas temperaturas, mientras que en el caso isotérmico el material llega instantáneamente a la temperatura de transformación.

La figura 4.3-6 muestra diversos programas de enfriamiento e indica la dureza final que se obtiene con cada uno de ellos, observándose que para un enfriamiento más lento se producen durezas menores.

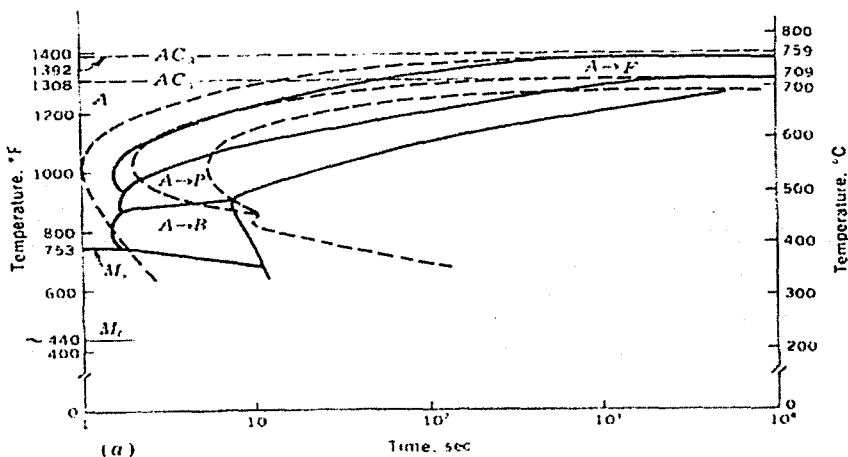


Figura 4.3-5 Comparación entre curvas de enfriamiento continuo y de transformación isotérmica acero con 0.3 %C, 0.70 %Mn, 0.25 %Si. Las curvas TTT aparecen punteadas. [24]

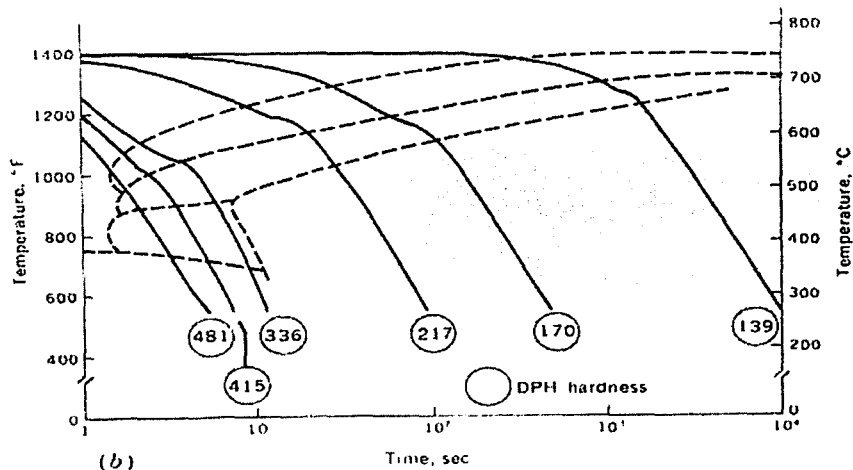


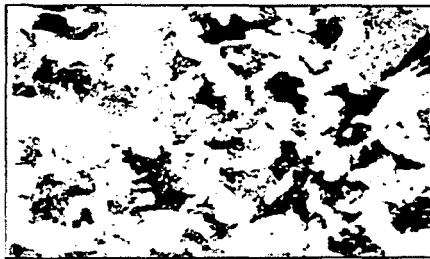
Figura 4.3-6 Diagrama para distintos enfriamientos continuos, se indica la dureza final que se obtiene con cada uno de ellos en índices de dureza DPH¹ [24]

¹ DPH son las iniciales de la Dureza de Diamante Piramidal en inglés. (Diamond Pyramid Hardness)

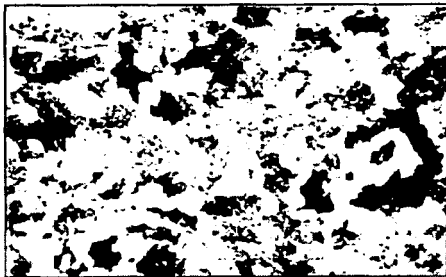
A continuación se presentan las microfotografías y las durezas en índices DPH (fig. 4.3-7) para cada una de las muestras que se obtuvieron aplicando cada uno de los distintos enfriamientos que muestra el diagrama de la figura 4.3-6, para un acero a 0.38 %C

Figura 4.3-7 En cada una de las siguientes microfotografías obtenidas al aplicar cada uno de los enfriamientos que se describen en el diagrama de la figura 4.3-6, la fuente original no proporciona el número de aumentos de cada una [24] :

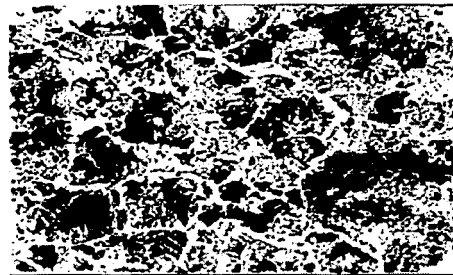
a) Para enfriamiento muy lento, DPH 139, la microestructura se caracteriza por perlita gruesa y grandes regiones de ferrita.



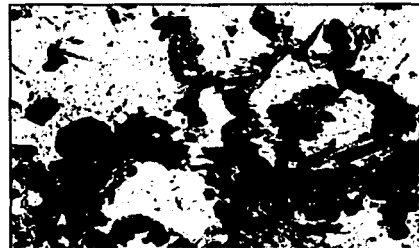
b) Para un enfriamiento no tan lento, DPH170, la estructura es ferrítica y perlítica, siendo ambas finas.



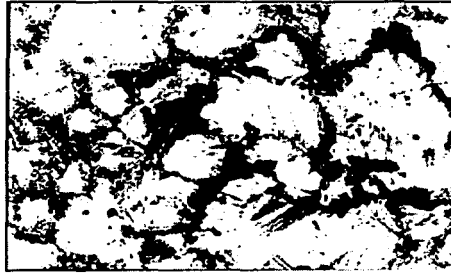
c) Para DPH 217, hay muy poca ferrita en los primitivos límites de grano de la austenita, si bien se observa algo de ferrita Widmanstätten, la mayor proporción es perlita.



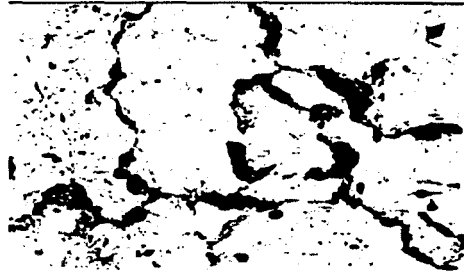
d) Para DPH 336, se observa por primera vez, una cantidad apreciable de martensita en el centro de los granos. Por tanto hay una mezcla de ferrita, bainita, (que corresponde a la fase gris acicular), perlita y, por supuesto, martensita.



e) Para DPH 415, la fase oscura y redondeada en los límites de grano es perlita, observándose además, martensita en el centro de los granos y ferrita Widmanstätten o bainita superior en los límites.



f) Para enfriamiento muy rápido, DPH 481, hay un poco de perlita y bainita que crecen en los límites de grano como una fina banda, si bien, la mayoría es martensita.



Hay diagramas de enfriamiento continuo que indican para ciertos enfriamientos especiales la proporción de ferrita, perlita, bainita y martensita que queda al final. (Figura 4.3-8).

Debido a las altas velocidades de enfriamiento que se logran en el temple de un acero se pueden producir torceduras y aún fracturas en las piezas, esto se debe al choque térmico por el desigual enfriamiento entre diferentes partes de una pieza y además por los cambios de volumen específico de la transformación austenita-martensita.

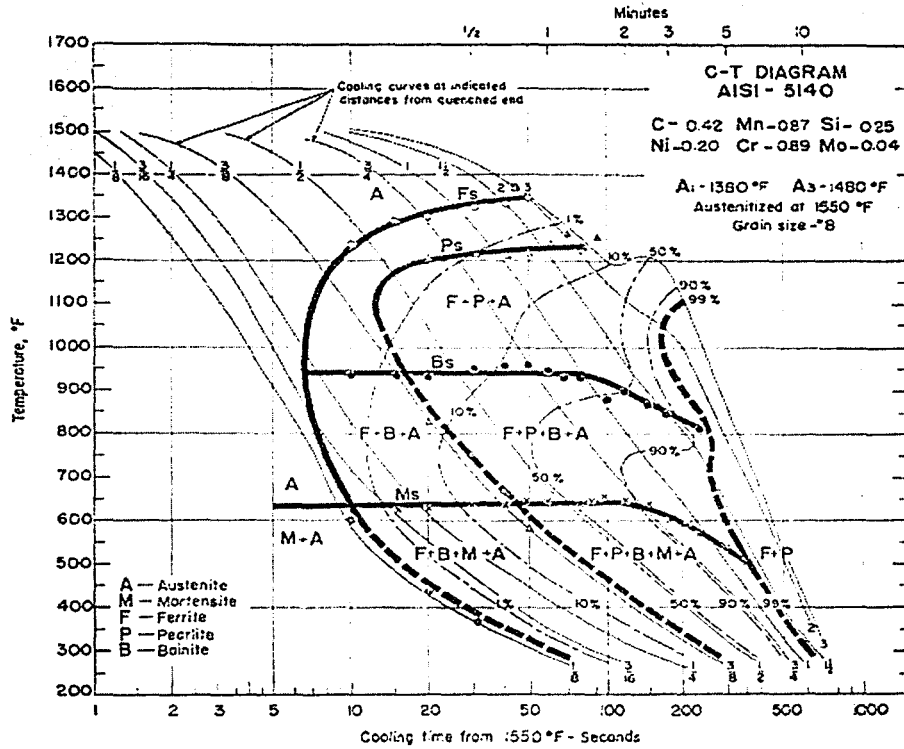


Figura 4.3-8 Diagrama de enfriamiento continuo AISI 5140 que indican para ciertos enfriamientos especiales la proporción de ferrita, perlita, bainita y martensita que se puede obtener [24]

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

4.4 Procesos de Endurecimiento completo

El endurecimiento completo es el endurecimiento de la pieza o componente en toda su sección transversal, en contraposición al endurecimiento superficial que endurece solo la superficie del componente o pieza. Como ya hemos señalado, antes de llevar a cabo el proceso de tratamiento térmico, debemos normalizar el acero con el fin de obtener un tamaño de grano uniforme más refinado, y de composición homogénea. El tratamiento térmico consiste en austenitizar el componente o pieza en su totalidad a una temperatura preestablecida, mantener a esa temperatura durante cierto tiempo para garantizar la homogeneidad de la austenita, y después templear la pieza o componente en un medio con la severidad de enfriamiento (H) suficiente para producir la microestructura y las propiedades deseadas. Es muy frecuente que la estructura deseada sea martensita, porque produce la máxima resistencia y dureza. ¿Por qué es la martensita muy resistente?. Lo veremos a continuación.

Dureza de la martensita enfriada por temple

Como ya señalamos, la más dura entre todas las estructuras que se producen a partir de la austenita es la martensita templada. En términos estructurales, *la martensita templada es una solución sobresaturada de carbono en ferrita ya sea cúbica de cuerpo centrado (CCC) o tetragonal de cuerpo centrado (TCC)*. Para distinguirla de la forma de equilibrio de la ferrita, α , la martensita templada se designa como α' . Recordemos que la estructura tetragonal tiene la relación de ejes cristalográficos siguiente : $a = b \neq c$. Una medida de la tetragonalidad de la estructura es la estructura de la proporción (c/a) , y el grado de tetragonalidad de α' depende del contenido de carbono como se muestra en la figura 4.4-1. La tetragonalidad se debe a la ubicación preferencial de los átomos de carbono intersticiales a lo largo de una de las aristas del cubo.

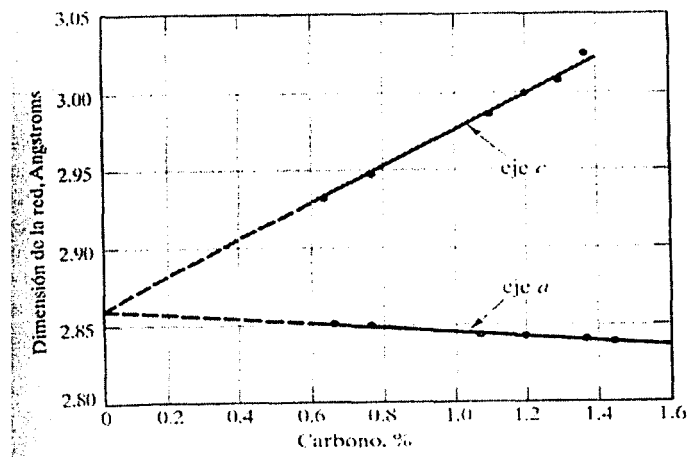


Figura 4.4-1 Cambio de los parámetros de la red c y a de la martensita TCC con el contenido de carbono en las aleaciones de hierro y carbono

El resultado es que la red CCC se alarga en una dirección y se contrae en las dos direcciones perpendiculares al eje alargado para producir la estructura tetragonal como se ilustra en la figura 4.4-2. Es fácil ver que *la estructura CCC está deformada, y esta es la razón o mecanismo principal de la resistencia del acero templado.*

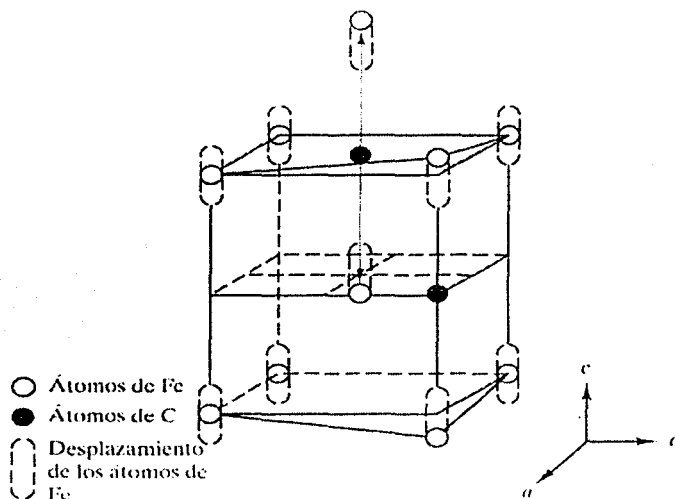


Figura 4.4-2 Los átomos de hierro de la estructura CCC se desplazan a lo largo del eje z debido a la ubicación preferente de los átomos de carbono para producir una estructura tetragonal de cuerpo centrado (TCC)

Empíricamente, se demuestra que el contenido de carbono es el único factor determinante de la dureza o resistencia de la martensita. Esto se ilustra en la figura 4.4-3 a y b. La figura 4.4-3 a, da la dureza de la martensita templada en términos de dureza tanto Vickers¹ como RC y también compara la dureza de las estructuras perlítica y esferoidizada en función del contenido de carbono.

¹ Vickers y RC son índices de escalas de dureza.

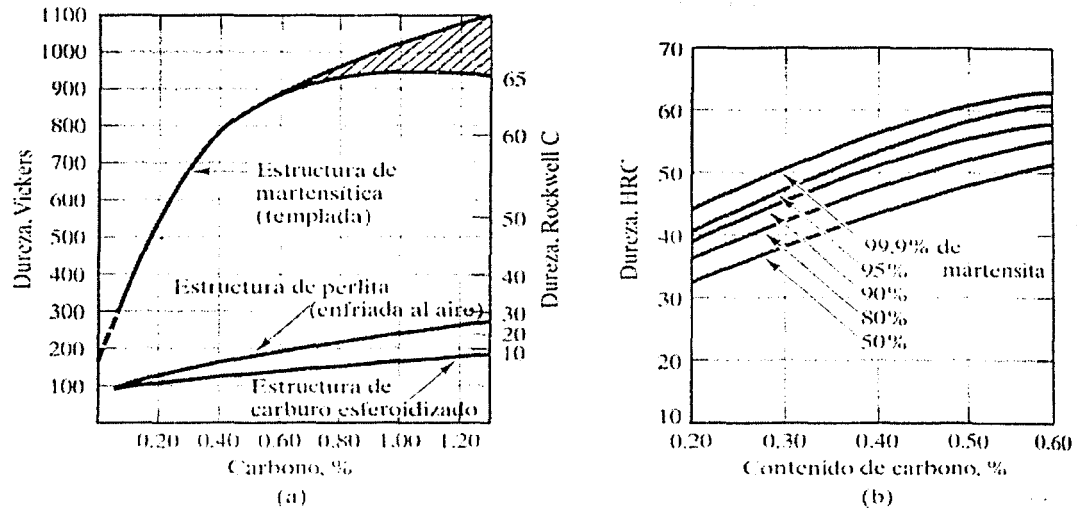


Figura 4.4-3 (a) Dureza de las microestructuras de la martensita templada al 99.9 % de ferrita – perlita y esferoidizada en función del contenido de carbono. (b) Dureza de la martensita templada en función del contenido de carbono y del por ciento de martensita en la microestructura.

La figura 4.4-3b incluye asimismo otras estructuras templadas que contienen menos de 100% (99.9%) de martensita (50, 80, 90 y 95 por ciento), en función del contenido de carbono. La información de la figura 4.3-3b se grafica de nuevo en la figura 4.4-4, con la dureza del acero templado en función del por ciento de martensita, de 50 a 100, para diferentes contenidos de carbono. *La dependencia de la martensita templada respecto únicamente al contenido de carbono es un concepto muy importante.* Esto indica que otros elementos de aleación no influyen en la dureza de la martensita templada. Este es el endurecimiento fundamental de los aceros templados y se conoce como el endurecimiento primario. Sin carbono, las martensitas templadas de aceros de alta aleación o de aleaciones no ferrosas, como las de titanio, presentan un endurecimiento mínimo, si acaso.

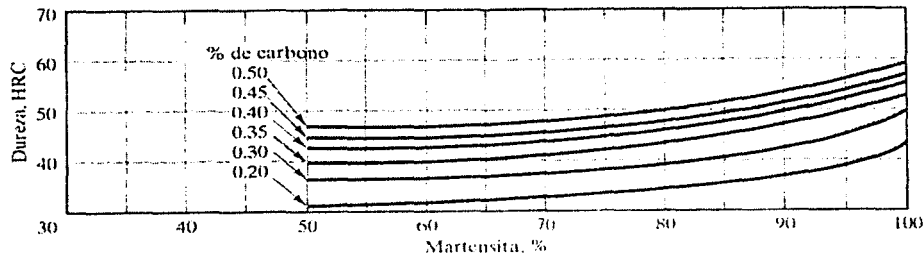
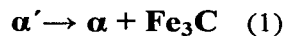


Figura 4.4-4 Dureza del acero templado en función del por ciento de martensita para diferentes contenidos de carbono

Revenido y predicción de la condición de revenido

La martensita templada en su condición de mayor dureza significa que un acero templado con estructura martensítica es muy frágil. Una vez más, esto representa una gran diferencia con respecto a otros sistemas de aleación. En el caso de las aleaciones no ferrosas y de los ceros de alta aleación sin carbono, en la condición templada es la más blanda; se consigue el endurecimiento después de calentar la solución sobresaturada templada hasta una temperatura apropiada. Para estas aleaciones, el mejor momento para deformar y dar forma al material es inmediatamente después del temple, cuando se puede enderezar y darle la forma deseada sin dificultad. En cambio, a los aceros templados con estructuras martensíticas no se les puede dar forma fácilmente debido a su resistencia y fragilidad. A fin de conferirle cierta ductilidad, el acero templado se calienta a cierta temperatura para reblandecerlo un poco y reducir su fragilidad. El procedimiento de calentar el acero templado (con estructura martensítica α') para impartirle cierta ductilidad se llama revenido. Después del revenido, el acero se encuentra en la condición templado y revenido (T + R; o Q + T por sus siglas en inglés). Los aceros al carbono y de baja aleación tratados térmicamente siempre se utilizan y seleccionan en la condición T + R. El proceso de revenido implica la descomposición de la α' en las fases estables de ferrita, α , y carburo de hierro, Fe_3C :



A temperaturas bajas, entre 100 y 200°C, se puede formar un carburo de transición llamado carburo ϵ , Fe_2C , especialmente en las martensitas de alto contenido de carbono. Cuando esto ocurre, la martensita revenida se endurece ligeramente; esto representa el mismo principio del endurecimiento por precipitación, en el que se forman partículas de transición fuera de equilibrio.

Una vez que se forma el F_3C estable, la dureza disminuye de manera constante al aumentar la temperatura, como se indica en la figura 4.4-5.

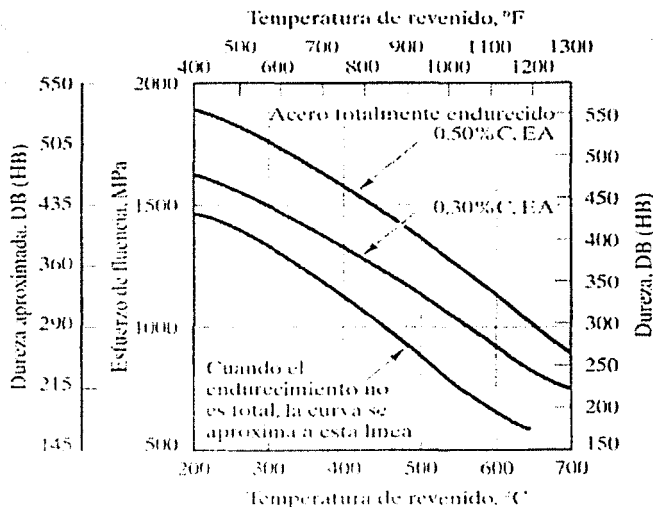


Figura 4.4-5 Dureza y esfuerzo de fluencia de aceros al carbono y de baja aleación totalmente endurecidos (100 % de martensita) con 0.30 y 0.50 % después de templar.

En los aceros al bajo carbono, la M_i y la M_f son muy. Durante el enfriamiento de α' a partir de estas temperaturas, puede ocurrir la reacción (1), con lo cual la martensita queda prácticamente revenida. Este fenómeno se conoce como *autorrevenido*, y la martensita se denomina *martensita autorrevenida*.

En el caso de los aceros al carbono y de baja aleación AISI-SAE (véase el apéndice) que contienen de 0.2 a 0.85% C y menos de 5 por ciento en total de elementos de aleación, es posible estimar una condición de revenido (temperatura y tiempo a esa temperatura) y predecir la dureza de la martensita revenida que se produce. Esto se hace aplicando el parámetro de revenido de Hollomon-Jaffe (H-J) cuando la temperatura de revenido está entre 345 y 650 °C (~650° a 1,200 °F). Una vez más, puesto que el revenido implica la difusión de átomos, este parámetro es muy similar al parámetro de Larson-Miller de la termofluencia y adopta la forma de la ecuación:

$$\% \text{ de alivio de esfuerzos} = T(\log t + 20) \times 10^{-3} \quad (2)$$

Por tanto

$$\text{Parámetro H - J} = T(\log t + 18) \times 10^{-3} \quad (3)$$

Donde T está en Rankine = grados F + 460 y t es el tiempo en horas. La figura 4.4-6 ilustra la dependencia del parámetro H-J (Ec.3) respecto al contenido de carbono y a la dureza revenida deseada en DPH en el caso de aceros al carbono simples. A partir del contenido de carbono, vamos a la curva de dureza deseada apropiada y obtenemos el parámetro H-J a la izquierda.

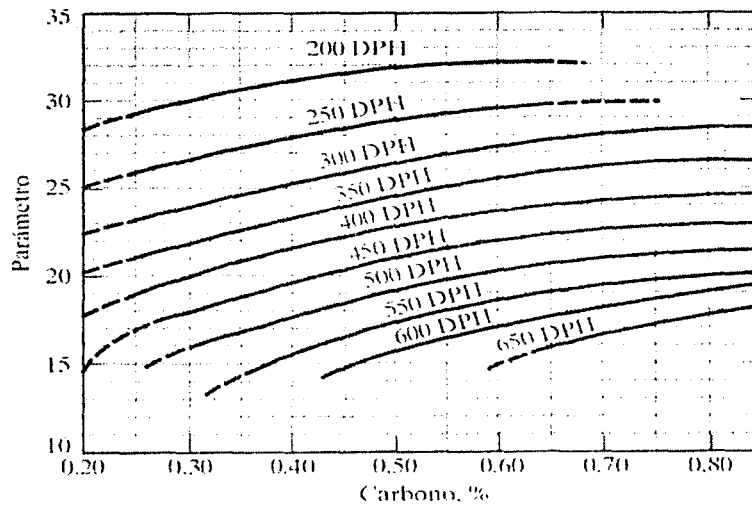


Figura 4.4-6 El parámetro de revenido de Hollomon – Jaffe en función del contenido de carbono y de la dureza deseada para aceros al carbono simples.

El parámetro se puede utilizar entonces para obtener la temperatura y el tiempo de revenido del acero para conseguir la dureza deseada, como en la figura 4.4-7.

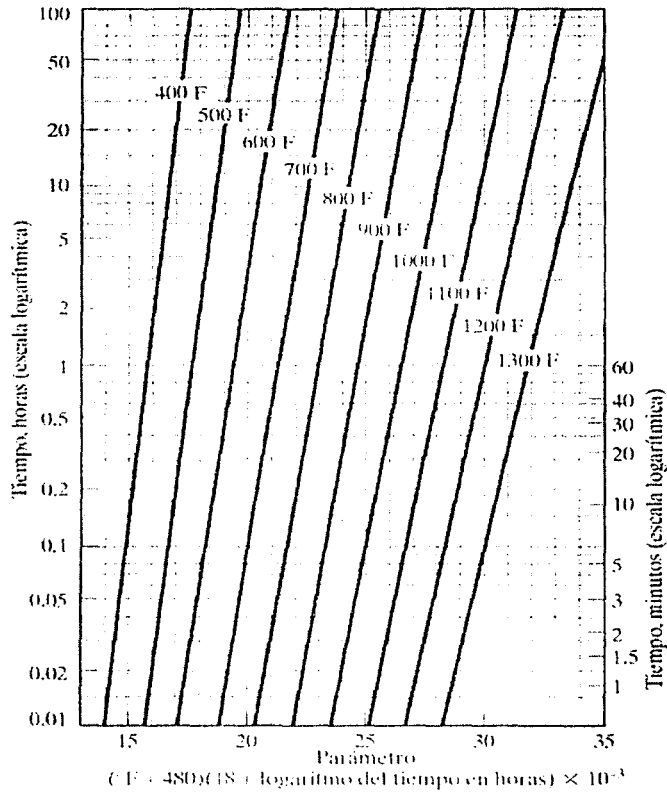


Figura 4.4-7 Tiempo y temperatura de revenido en función del parámetro de revenido

Vemos ahí que, para un parámetro determinado, podemos obtener dos o más condiciones de revenido (temperatura y tiempo) que son aplicables. La relación entre ellas es la siguiente:

$$\begin{aligned} \text{Parámetro H - J} &= T (\log^1 t + 18) \\ &= T_2 (\log t_2 + 18) \end{aligned} \quad (4)$$

Para predecir la dureza de la martensita revenida de aceros de baja aleación (menos de 5 % de aleación total), se utilizan las figuras 4.4-6 y 4.4-7 correspondientes a los aceros al carbono simples y después se corrige la dureza revenida en función de un cambio, Δ , que es:

$$\Delta p = \sum_p \% \text{ peso } X \cdot F_x \quad (5)$$

donde Δp es el cambio de dureza y % peso X es la composición en por ciento en peso de elemento de aleación, X, y F_x es el factor del elemento X en el parámetro específico que se utiliza. En la tabla de la figura 4.4-8 se dan los factores de corrección, F_x , para los diferentes elementos de aleación dentro de ciertos intervalos de composición, para diversos parámetros.

Elemento	Intervalo	Factor al valor de parámetro indicado					
		20	22	24	26	28	30
Manganeso	0.85-2.1%	36	25	30	30	30	25
Silicio	0.3-2.2%	65	60	30	30	30	30
Níquel	Hasta 4%	5	3	6	8	8	6
Cromo	Hasta 1.2%	50	55	55	55	55	55
Molibdeno	Hasta 0.35%	40	90	160	220	240	210
Vanadio ¹	Hasta 0.2%	(20)*	(45)*	(80)*	(110)*	(120)*	(105)*
		0	30	85	150	210	150

*Si el acero contiene también 0.5-1.2% de Cr, utilícese este factor.

¹Para aceros al cromo-vanadio AISI-SAE; puede no ser aplicable cuando el vanadio es el único carburo previamente presente.

Nota: El factor del boro es 0.

Figura 4.4-8 Factores de dureza de revenido, F_x , de los elementos de aleación, la cual se suma a la dureza de revenido del acero al carbono simple

En los aceros de alta aleación con carbono, como los aceros para herramientas, el revenido entre 550 y 600 °C aproximadamente, causa la precipitación de los carburos de los aleantes, lo que da por resultado un endurecimiento adicional del acero, llamado, *endurecimiento secundario* para distinguirlo del endurecimiento primario de las martensitas del acero templado.

El endurecimiento secundario se produce a la temperatura aproximada de la fresa durante el maquinado, y conserva la alta dureza de la herramienta que le permite cortar la pieza en

elaboración, con lo cual se produce una buena superficie maquinada. Este fenómeno se ilustra en las figuras 4.4-9a y b.

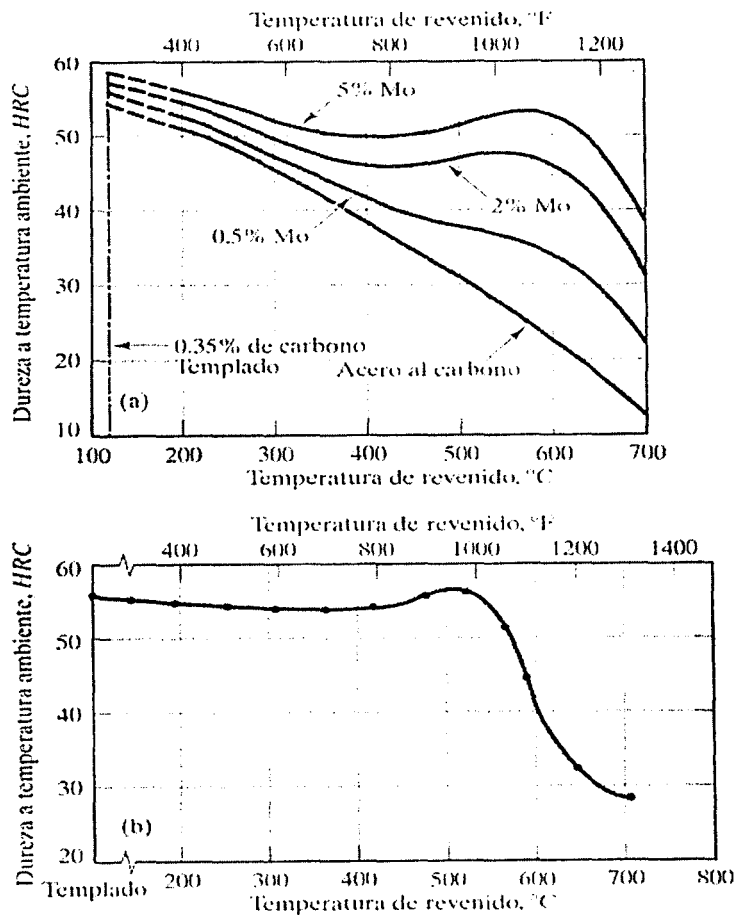


Figura 4.4-9 (a) Efecto del molibdeno en el ablandamiento del acero al 0.35 % C templado durante el revenido. (b) Dureza a temperatura ambiente de un acero para herramienta H11 después de un doble revenido de 2h + 2h a la temperatura. El H11 contiene 0.35 % C, 5% Cr, 1.5 % Mo y 0.4 % V

La figura 4.4-9 a, muestra el efecto de la adición de molibdeno (Mo) en el revenido de un acero al carbono simple con 0.35% en peso de C. La figura 4.4-9 b, es el revenido de un acero para herramienta H11 modificado. El endurecimiento secundario se debe a la precipitación de carburos de aleación coherentes y, en el caso de la figura 4.4-9b, se debe a los carburos de cromo y de molibdeno.

Como ya señalamos, el endurecimiento de los aceros de alta aleación templados, sin carbono, y de las aleaciones no ferrosas ocurre durante el proceso de revenido, de modo que el revenido es en realidad un proceso de envejecimiento artificial (endurecimiento por precipitación) por el cual se forman precipitados coherentes y ordenados, o no coherentes, para endurecer los materiales. Éste es el mecanismo de endurecimiento en las calidades de aceros inoxidable de marenvejecimiento y PH (endurecimiento por precipitación; precipitation hardening).

Para un mismo acero, la estructura totalmente martensítica T + R ofrece la mejor combinación de propiedades de resistencia y tenacidad respecto a otras estructuras no martensíticas, como la perlita y la bainita. La resistencia o dureza que se puede alcanzar en la condición T + R depende de la temperatura de revenido que se utilice.

Con base en lo antes expuesto sobre las figuras 4.4-5 a 4.4-7 y la tabla 4.4-8, vemos que la dureza y resistencia de los aceros al carbono y de baja aleación templados y revenidos están gobernadas principalmente por el contenido de carbono, con sólo contribuciones de poca importancia debidas al contenido de los aleantes. Esto también demuestra el atractivo de los aceros en cuanto a que, a partir de una condición de endurecimiento completo, se puede lograr una diversidad de propiedades, con una sola composición de acero, modificando la temperatura de revenido.

En la selección de aceros para diseño en la condición T + R, la resistencia a la tensión deseada del acero se convierte a una dureza T + R equivalente utilizando la figura 4.4-10, y, por medio de la figura 4.4-11, se obtiene la dureza deseada de la martensita templada. Esta última determina el contenido de carbono del acero, de acuerdo con el porcentaje deseado de martensita templada en el acero, como se muestra en las figuras 4.4-3b y 4.4-4. Puesto que la escala de dureza que se utiliza en la figura 4.4-10 es la NDB (o BHN, por sus siglas en inglés; número de Dureza Brinell), es necesario convertir la dureza a HRC (Rockwell C) a fin de utilizar la figura 4.4-11. La conversión se puede hacer con ayuda de la figura 4.4-12 o de cualquier tabla de conversiones disponible.

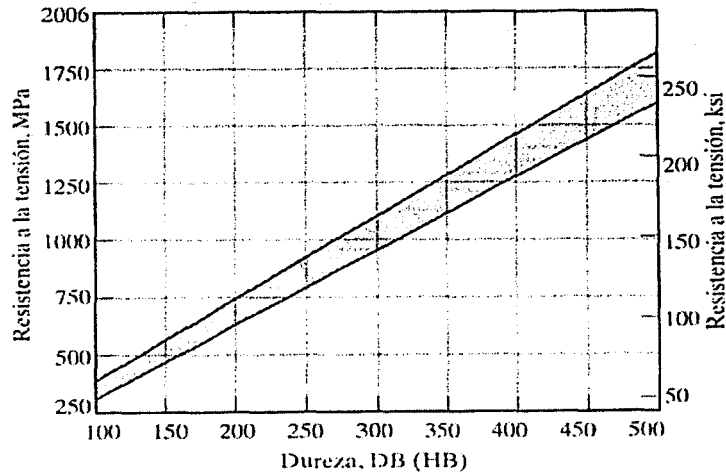


Figura 4.4-10 Resistencia a la tensión en función del número de dureza de Brinell, de aceros laminados y normalizados, o templados y revenidos. La resistencia a la tensión en ksi es aproximadamente la mitad del NDB (BHN); en MPa, es alrededor de 3.5 veces la NDB

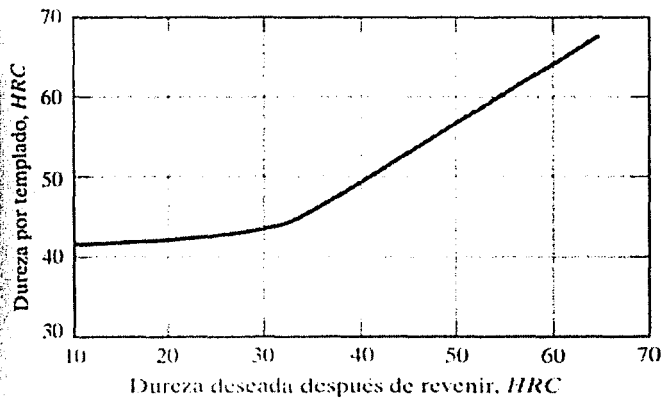


Figura 4.4-11 Dureza del acero templado en función de la dureza deseada (HRC) después del revenido.

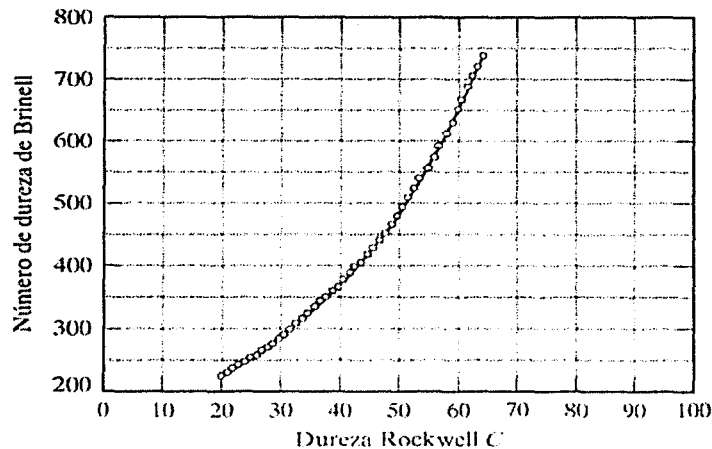


Figura 4.4-12 Relación entre NDB (BHN) y HRC en los aceros

4.5 Templabilidad de los Aceros

La templabilidad de un acero es la propiedad que determina la profundidad y distribución de la dureza producida por temple, en otras palabras, es la facilidad para formar martensita dificultando la aparición de productos de transformación y depende de:

- La composición química del acero
- Del tamaño del grano austenítico
- De la estructura del acero antes del temple
- La templabilidad se determina usualmente por dos métodos:
 - Método Grossmann o del Diámetro Crítico ideal
 - Método Jominy

Para aplicar este método se deben templar barras de acero de diferentes diámetros entre 0,5 y 2,5 pulgadas, en un cierto medio de temple, luego se examinan metalográficamente cortes transversales de éstas y la barra que contiene 50% de martensita en el centro define el diámetro crítico real, D_0 .

D_0 depende ciertamente del poder de extracción de calor del medio de temple, por esta razón, se define como temple ideal aquel en cual la temperatura de la superficie de la barra se enfría instantáneamente a la temperatura del medio de enfriamiento, así se determina un diámetro crítico ideal, D_I . La severidad del refrigerante se caracteriza por un coeficiente H , el cual en el caso del temple ideal es infinito. (Figura 4.5-1) (Tabla 4.5-2)

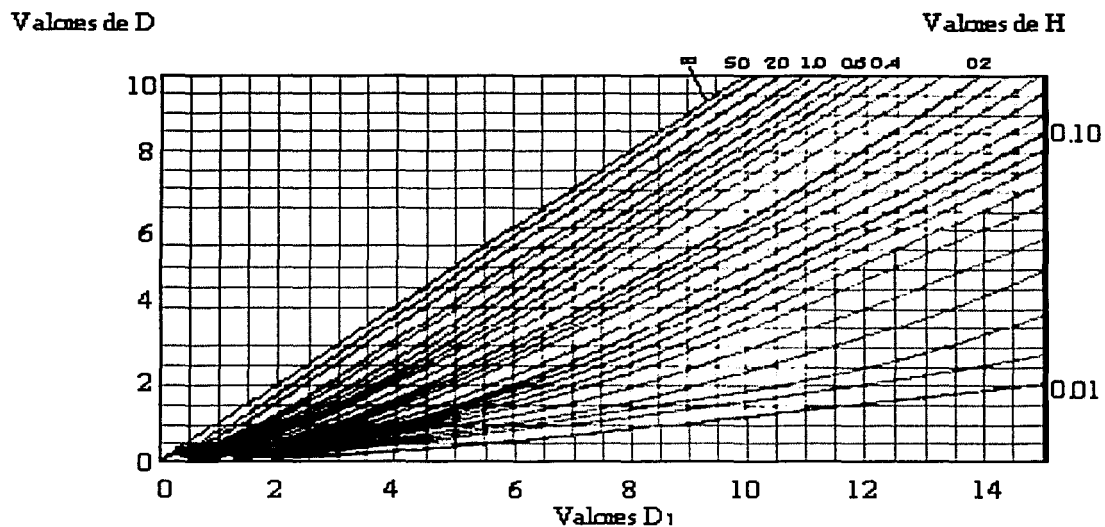


Figura 4.5 -1 Relación del diámetro crítico real D_0 e ideal D_1 para varias velocidades de enfriamiento H

Valores Típicos de H			
Agitación	Medio de Temple		
	Aceite	Agua	Salmuera
Ninguna	0,25 - 0,30	0,90 - 1,0	2,0
Moderada	0,35 - 0,40	1,2 - 1,3	
Fuerte	0,50 - 0,80	1,0 - 2,0	5,0

Tabla 4.5-2 Por otra parte, mientras mayor sea D_1 , mayor será la templabilidad.

Templabilidad Determinada por el Método Jominy

El método Jominy para la medición de la templabilidad es hoy uno de los más empleados por la facilidad de su ejecución y regularidad de resultados.

Consiste en templar una probeta estandarizada, (1" de diámetro y 4" de largo, figura 4.5-3), del acero en cuestión, previamente calentado a la temperatura de austenitización, enfriándola mediante un chorro de agua, también estandarizado, que sólo enfría su base inferior. Esta cara actúa como superficie templante que enfría la probeta longitudinalmente hacia su extremo superior sólo por conducción, obteniéndose así una gradación de velocidades de enfriamiento desde la máxima, en el extremo templado, a la mínima en el opuesto.

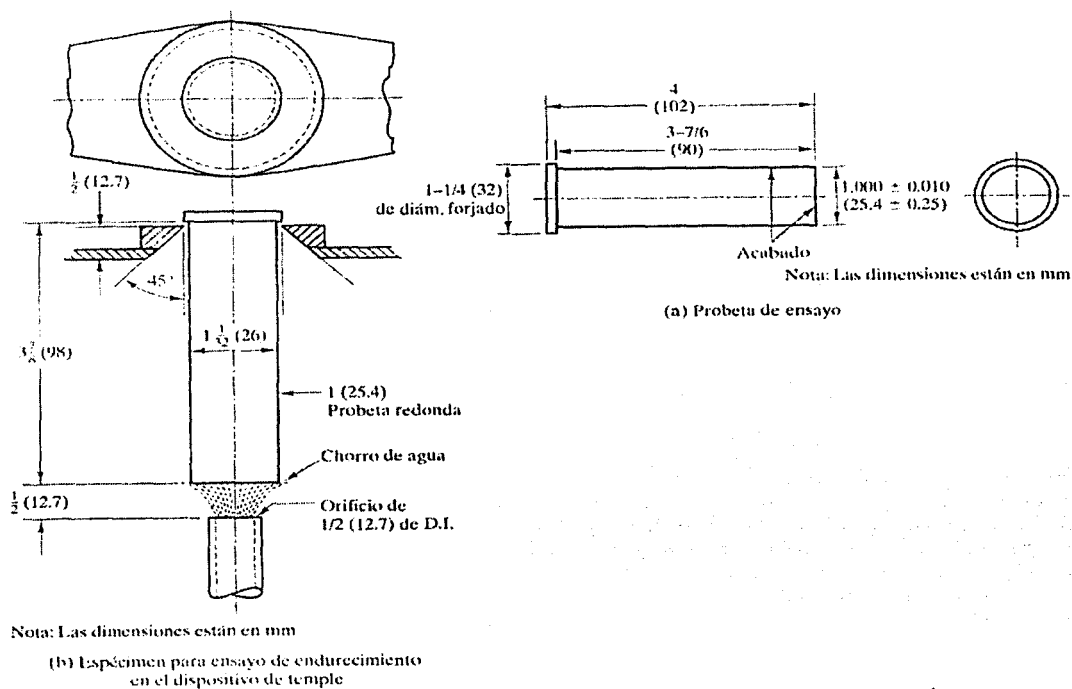


Figura 4.5-3 (a) Especimen estándar Jominy; (b) dispositivo de enfriamiento por temple

Una vez que la probeta está completamente fría, se rebaja con una fresa por ambos costados y se mide su dureza Rockwell C a lo largo de ella. El gráfico que se obtiene se muestra en la figura 4.5-4 para un acero 1050.

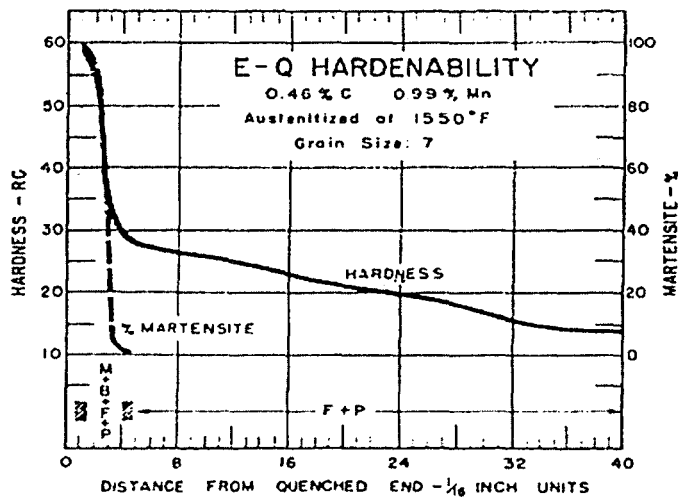


Figura 4.5-4 Grafica del resultado de la toma de dureza de los costados fresados de la probeta fría para un acero 1050. [24]

La zona de la probeta que recibe directamente el chorro se enfría más rápido y se endurece más, al alejarse del extremo enfriado la dureza baja correlativamente con una disminución de la velocidad de enfriamiento, figura 4.5-5.

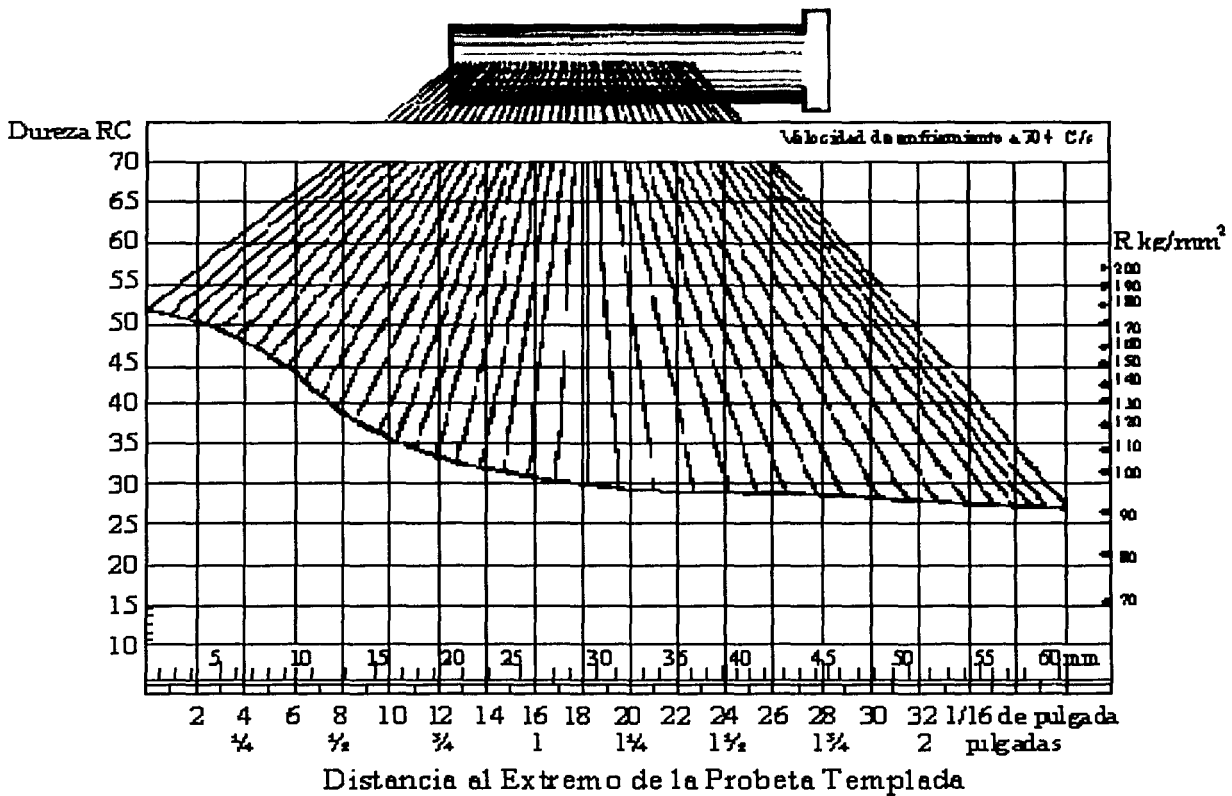


Figura 4.5-5 Relación entre la distancia al extremo enfriado por el agua, la dureza y la disminución de la velocidad de enfriamiento

Como ya se mencionó, la templabilidad se ve afectada por:

- El tamaño de grano de la austenita

Un grano muy fino tiene mucha área de límite de grano lo que facilita la nucleación de ferrita y perlita, disminuyendo la templabilidad del acero. Por otra parte, un grano grande de austenita no es deseable por que reduce la ductilidad final del acero y aumenta la tendencia al agrietamiento en el temple, así pues, no es buena práctica hacer crecer el grano de la austenita.

- **El aumento del contenido de carbono**

Un incremento del contenido de C en un acero aumenta fuertemente su dureza y su templabilidad. Sin embargo, un alto % de C no siempre es deseable, por eso, una alternativa para aumentar la dureza de un acero de bajo C es añadir elementos de aleación. (Figura 4.5-6)

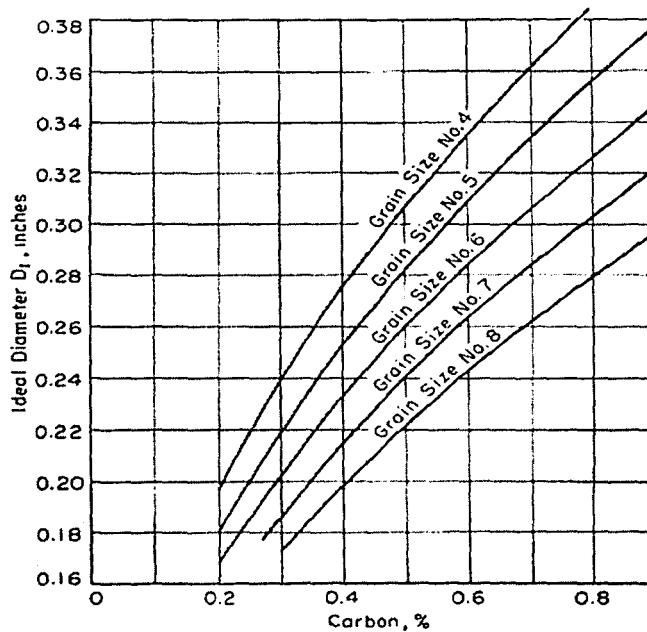


Figura 4.5-6 Grafica que muestra la relación entre el %C, el tamaño del grano de la austenita y el D_i [20]

- **Elementos de aleación**

Ninguno de los factores anteriores se usa específicamente para aumentar la templabilidad, esto se logra principalmente mediante la adición de elementos de aleación al acero, exceptuando al Cobalto, Co.

Como ya se dijo, D_1 depende del % de C, del tamaño de grano de la austenita y del % de elemento de aleación, i.e.:

$$D_1 = D_1 (\%C, \# \text{ ASTM austenita}) * f_1 * f_2 * \dots * f_n \quad (6)$$

donde:

- f = función del % del elemento de aleación
- $i = 1, \dots, n$ son los diferentes elementos de aleación

Así, por ejemplo, para los aceros:

- 1040: 0,4% C y 0,6% Mn
- 4140: 0,4% C, 1,04% Mn, 0,3% Si, 1,13% Cr, 0,15% Mo
- Ambos con # ASTM austenita = 8

De la Figura 4.5-6, se tiene: D_1 (1040) = 0,2 pulgadas y D_1 (4140) = 0,2 pulgadas, dado que ambos tienen el mismo % de C y tamaño de grano de austenita. Conjuntamente, de la figura 4.5-7 se obtienen los factores de multiplicación de los distintos elementos.

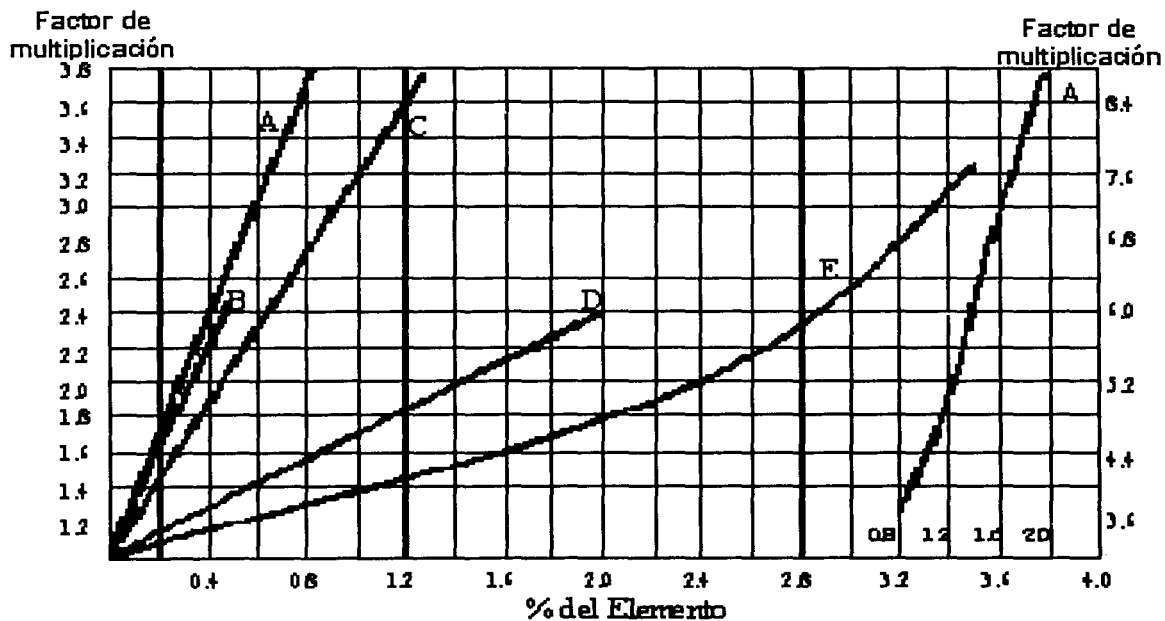


Figura 4.5-7 Los factores de multiplicación de los distintos elementos

Para Acero 1040	Para Acero 4140			
fMn = 3	fMn = 4,4	fSi = 1,15	fCr = 3,4	fMo = 1,6

Reemplazando tenemos que:

Para acero 1040: $D_1 = 0,2(\text{in}) * 3 = 0,6 (\text{in}) \rightarrow$ es un acero poco templable.

Para acero 4140: $D_1 = 0,2(\text{in}) * 4,4 * 1,15 * 3,4 * 1,6 = 5,5 (\text{in}) \rightarrow$ es un acero muy templable.

Para calcular las velocidades de enfriamiento y su equivalente en distancia Jominy al enfriar a diferentes profundidades en barras de distintos diámetros los siguientes gráficos son de gran utilidad, figura 4.5-8 (a) y (b).

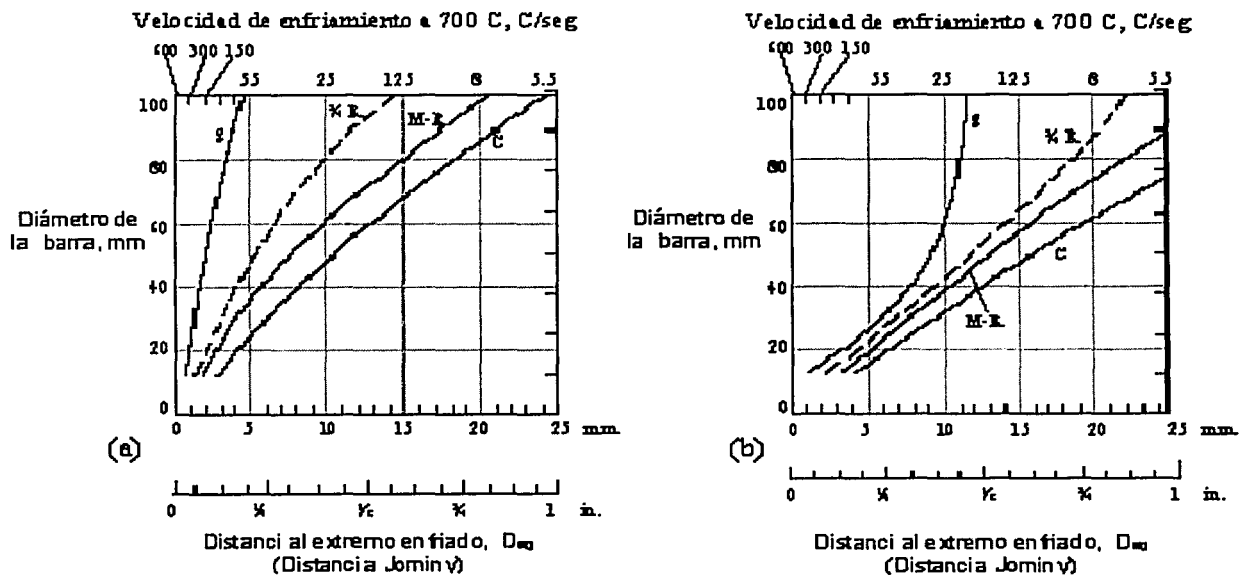


Figura 4.5-8 Diagrama que muestra las velocidades de enfriamiento y sus respectivas "distancias Jominy"

4.6 Fenómeno de Fragilización

Los fenómenos de fragilización son aquellos en los que se ha observado en los aceros un deterioro en la tenacidad y la ductilidad después del enfriamiento por temple y del revenido, o después de haber sido puestos en servicio; estos cambios pueden dar origen a la fractura por fragilidad. Ciertos tratamientos térmicos y el servicio a temperatura elevada inducen en los aceros una susceptibilidad a muchas formas de fenómenos de fragilización. La observación más común cuando un acero se fragiliza es un cambio de la transición de la temperatura de impacto a valores mayores. Existen dos fenómenos comunes de fragilización a saber se revisan a continuación.

Fragilización de una etapa

Los mecanismos que causan la fragilización de una etapa no están muy claros, pero se cree que podrían ser causados por las impurezas del acero, ya que no se produce en aleaciones como la 4340.

Este tipo de fragilización afecta a aceros de baja aleación templados a martensita y luego revenidos en el rango de 250 a 350 °C. Se caracteriza porque la dureza decrece continuamente, y la resistencia al impacto pasa por un mínimo, justo a los 350 °C, para luego remontar. Además, la fragilización va acompañada de fractura predominantemente intergranular, figura 4.6-1

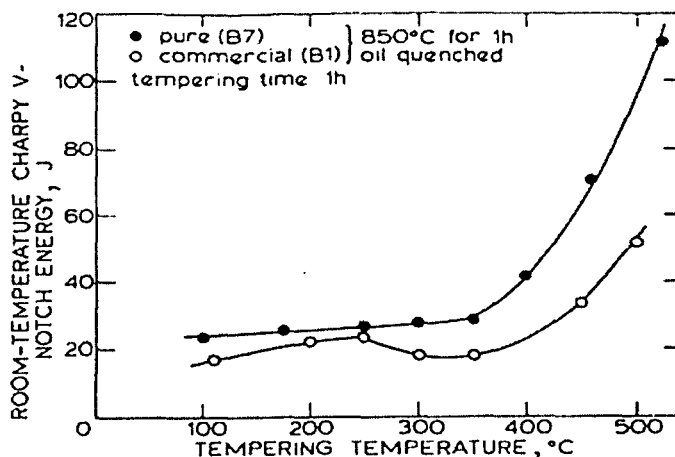


Figura 4.6-1 Grafica de la relación entre la temperatura de revenido y el grado de fractura [20]

Aspectos importantes de la fragilización de una etapa, pueden ser resumidos como sigue:

- La ocurrencia de anomalías en la energía de impacto coincide con el comienzo de la precipitación de cementita.
- Este proceso puede comenzar con la precipitación de P, N y posiblemente S en los bordes de granos de la austenita previa, esta segregación sería esencial para la fractura intergranular que aqueja a la fragilización de una etapa.
- Elementos de aleación como el manganeso pueden tener un efecto indirecto en la promoción de segregación de elementos de fragilización en los límites de grano.
- Cuando por el revenido comienza a precipitar cementita en los mismos límites de grano de la austenita se incrementa la segregación de impurezas en éstos, debilitándolos y promoviendo la fractura intergranular.

Fragilización de dos etapas

Mientras la fragilización en una etapa ocurre en aceros martensíticos de alta resistencia, por ejemplo: AISI 4340 y AISI 4140, la fragilización en dos etapas ocurre en aceros con menores tensiones de fluencia. Es causada por revenidos a altas temperaturas, entre 600 y 700°C, seguidos de enfriamiento lento o cuando éstos aceros trabajan permanentemente en el rango de 350 a 600°C.

Esta fragilización se atribuye a la segregación de impurezas en los límites de grano, la que genera una fractura frágil de tipo intergranular. La fragilización por revenido tiene ciertas características, entre las que destacan las siguientes:

- No ocurre en aceros al carbono, ni en aceros de aleación de alta pureza.
- La transición de temperatura dúctil-frágil es directamente proporcional a la concentración de impurezas en los bordes de grano.
- La velocidad y cantidad de segregación de impurezas, y por tanto, la fragilización intergranular resultante, dependen de la composición total del sistema. Elementos de aleación pueden también segregar en los bordes de grano junto a las impurezas. Así, adiciones de Níquel (Ni), Manganeso (Mn), y Silicio (Si) promueven la fragilización causada, primariamente por Antimonio (Sb) y Fósforo (P), y secundariamente por Estaño (Sn) o Arsénico (As). Contrariamente, adiciones de Molibdeno (Mo), Titanio (Ti) y Zirconio (Zr) atrasan el inicio de la fragilización.
- Es reversible, puede ser eliminada calentando a temperaturas sobre 600°C y luego enfriando rápido. Es interesante el hecho que la fragilización retorna si se mantiene a temperaturas entre 350 y 550°C.

4.7 Tratamientos Térmicos para Endurecimiento Superficial

Son numerosas las aplicaciones de materiales que demandan buena resistencia al desgaste y resistencia a grandes esfuerzos de contacto en la superficie, al mismo tiempo que se tiene buena tenacidad en el centro del material. Para satisfacer estos requisitos se necesita una gran dureza y resistencia en la superficie al mismo tiempo que el centro o la sección interior del material se mantiene blanda y con poca resistencia. Este gradiente de propiedades a través de la sección de la pieza o componente se consigue por medio de un endurecimiento superficial, en el cual se produce una estructura martensítica dura en la superficie, con estructuras no martensíticas, de perlita o de bainita, en la sección interior o centro de la pieza. El endurecimiento superficial se especifica habitualmente hasta cierta profundidad respecto a la superficie, lo que da por resultado un casco o capa de material duro, por lo cual este tratamiento también se conoce comúnmente como endurecimiento de capa. Se consigue con o sin cambio en la composición superficial respecto a la composición original del acero.

Procesos sin cambio en la composición superficial

Estos procesos también se conocen como procesos de tratamiento térmico localizado porque se trata la superficie de modo selectivo (se austenitiza la superficie y después se enfría muy rápidamente por temple para producir martensita). El requisito obvio para estos procesos es que la composición original tenga suficiente carbono y endurecimiento para alcanzar la dureza necesaria en la superficie. Por lo regular, los aceros al medio carbono son idóneos para estos procesos. Los procesos se clasifican de acuerdo con la fuente de calentamiento, a saber: *endurecimiento a la flama, endurecimiento por inducción, endurecimiento con láser y tratamiento térmico con haz de electrones*. Además de una mayor resistencia al desgaste, el endurecimiento superficial (debido a la formación de martensita) también induce esfuerzos de compresión residuales que mejoran la resistencia a la flexión y a la torsión, así como las propiedades de fatiga.

Estos procesos se aplican por una o más de las razones siguientes: (1) las partes que se han de someter a tratamiento térmico son tan grandes que el calentamiento en horno y el enfriamiento por temple convencionales resultan poco prácticos y antieconómicos; ejemplos de esto son los grandes engranes, los cilindros grandes y las matrices; (2) sólo es necesario tratar un pequeño segmento, sección o zona de la pieza; algunos ejemplos típicos son los extremos de vástagos de las válvulas y varillas de empuje, así como las superficies de desgaste de levas y palancas; (3) mayor exactitud dimensional de la pieza térmicamente tratada; y (4) reducciones del costo total mediante el uso de aceros económicos con las propiedades de desgaste de los aceros de aleación.

El **endurecimiento a la flama** se vale de la incidencia directa de una flama de alta temperatura o de un gas de productos de composición a alta velocidad para austenitizar rápidamente una capa delgada de la superficie del acero, con posterior enfriamiento por temple para formar martensita. La flama de alta temperatura se obtiene por combustión de una mezcla de gas combustible con oxígeno o aire. En la tabla 4.7-1 se muestran algunos ejemplos de los gases combustibles que se utilizan y la temperatura de flama resultante por combustión con oxígeno o aire.

Gas	Valor calorífico		Temperatura de la flama			
			Con oxígeno		Con aire	
	MJ/m ³	Btu/pie ³	°C	°F	°C	°F
Acetileno	53.4	1433	3105	5620	2325	4215
Gas doméstico	11.2-33.5	300-900	2540	4600	1985	3605
Gas natural (metano)	37.3	1000	2705	4900	1875	3405
Propano	93.9	2520	2635	4775	1925	3495

Figura 4.7-1 Características de los gases combustibles que se utilizan para el endurecimiento de la flama

Se obtienen profundidades de endurecimiento desde alrededor de 0.8 mm (1/32 pulg) hasta 6.4 mm (1/4 pulg) o más. El proceso se puede aplicar para endurecer completamente un acero de 75 mm (3 pulg) o menos de sección transversal, según el endurecimiento del acero. Los aceros al medio carbono con 0.40-0.50 por ciento de carbono son ideales para el endurecimiento a la flama, pero se pueden endurecer a la flama aceros con un contenido de hasta 1.50% C si se tienen cuidados especiales. También es necesario revenir la capa de endurecimiento superficial, y para ello se puede emplear el revenido a la flama.

El calentamiento para el **endurecimiento por inducción** se consigue por inducción electromagnética o simplemente por inducción de corrientes eléctricas parásitas en el material por calentar, esto es, en la pieza en elaboración. Las corrientes parásitas disipan energía y originan el calentamiento. Los componentes fundamentales de un sistema de tratamiento térmico por inducción son: (1) una bobina de inducción; (2) una fuente de energía de corriente alterna (CA), y (3) la pieza misma. Por lo común, la bobina es una tubería de cobre por la cual pasa agua de enfriamiento y que adopta diversas formas para adaptarse a la pieza por calentar. La corriente alterna fluye por la bobina, genera un campo electromagnético que atraviesa la pieza y que induce corrientes parásitas para calentarla. Las ventajas del tratamiento térmico por inducción son un calentamiento rápido, menos pérdida de cascarilla, arranque rápido, altas velocidades de producción y ahorro de energía.

En la figura 4.7-2 se muestran ejemplos de bobinas de inducción con sus patrones de calentamiento.

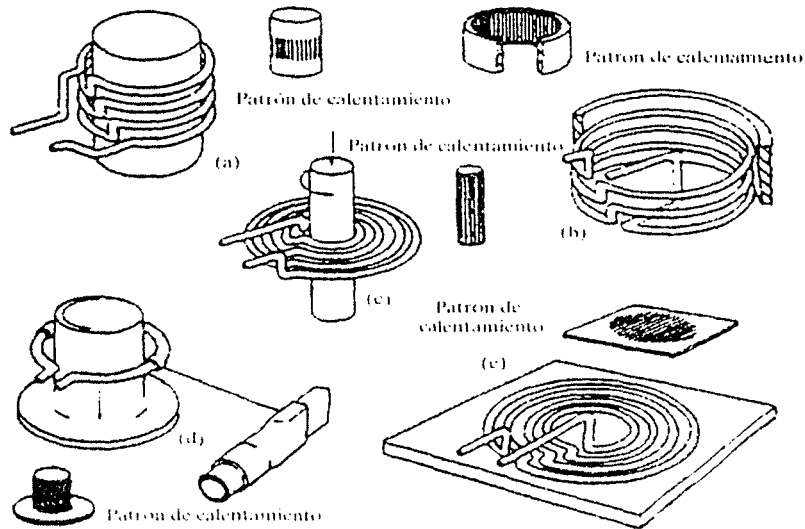


Figura 4.7-2 Bobinas de inducción típicas y los patrones de calentamiento que producen en la superficie de un material.

Una analogía común que se utiliza para explicar el fenómeno de inducción electromagnética es el efecto de transformador. Un transformador se compone de dos bobinas colocadas muy próximas una de la otra. Cuando se impone un voltaje a una de las bobinas, conocida como la "primaria", se induce un voltaje de CA en la otra bobina, la "secundaria". En el tratamiento térmico por inducción, la bobina de inducción hace las veces de bobina primaria y, cuando se hace pasar corriente alterna por ella, se inducen corrientes parásitas en la pieza en elaboración, que es la secundaria.

El endurecimiento superficial es sólo una de las múltiples aplicaciones del calentamiento por inducción la tabla 4.7-3 ofrece una lista de las demás aplicaciones del calentamiento por inducción en las industrias procesadoras de metales.

Precalentamiento previo a la metalistería	Tratamiento térmico	Soldadura	Fusión
Forjado	Endurecimiento superficial,	Soldadura de costura	Fusión de aceros al aire
Engranés	Revenido	Productos tubulares para cam-	Lingotes
Árboles	Engranés	pos petroleros	Tochos
Herramientas de mano	Árboles	Tuberías de refrigeración	Piezas fundidas
Artillería	Válvulas		
	Máquinas herramienta		Inducción a vacío
Extrusión	Herramientas de mano	Tubería	Fusión
Elementos estructurales	Endurecimiento completo		Lingotes
Árboles	Revenido		Tochos
	Elementos estructurales		Piezas fundidas
Encabezado			Aceros "limpios"
Pernos	Acero para resortes		Superalcaciones a base de níquel
Otros sujetadores	Eslabones de cadena		Aleaciones de titanio
Laminado	Recocido		
Plancha	tira de aluminio		
Lámina (industrias de latas, aparatos y vehículos automotrices)	tira de acero		

Figura 4.7-3 Aplicaciones del calentamiento por inducción y productos típicos

Puesto que el tratamiento térmico por inducción es aplicable al endurecimiento completo, se puede modificar la profundidad de la capa de endurecimiento de acuerdo con las necesidades o las especificaciones. La profundidad es función de la frecuencia de la corriente alterna: una frecuencia menor produce una capa más profunda. Una capa endurecida a poca profundidad, de 0.25 mm (0.01 pulgadas) a 1.5 mm (0.06 pulgadas), proporciona una pieza con buena resistencia al desgaste en condiciones de carga ligera o moderada. Los balancines, los acoplamientos de vástago y los ejes de bomba, son ejemplos de piezas que requieren poca profundidad de capa. Se necesitan profundidades de capa del orden de 1.5 mm (0.06 pulgadas) a 6.4 mm (0.25 pulgadas) para soportar cargas pesadas o de impacto, además de la resistencia al desgaste. Algunos ejemplos de piezas que requieren estas profundidades son los engranes, las espigas de vía, los árboles de levas gruesos y las guías de cojinete.

El endurecimiento por inducción de barras y ejes de 3.2 a 12.7 mm mejora considerablemente la resistencia a la fatiga por torsión y flexión. Las barras y ejes largos se hacen girar conforme pasan a través de la bobina inductora, donde la superficie se austeniza y después se enfría por temple de inmediato. Los ejes de camiones, tractores y automóviles y las varillas de pistones hidráulicos son productos típicos que se tratan de esta manera. También es necesario revenir todas las partes endurecidas superficialmente.

El **láser** es un haz de luz colimada y coherente cuya densidad de potencia puede variar. Con una densidad de potencia suficientemente grande, que habitualmente se da en watts por centímetro cuadrado, se genera calor, cuando el láser incide en la superficie de la pieza en elaboración, con una rapidez mucho mayor que aquella con la que la conducción calorífica hacia el interior puede disiparlo. En un tiempo muy corto, una capa superficial, delgada ha alcanzado la temperatura de austenitización, mientras que en el interior de la pieza aún esta fría. De hecho en el endurecimiento superficial con láser, el periodo de tratamiento térmico suele ser más breve que el tiempo de enfriamiento; es por ello que a veces se utiliza la expresión "templado inverso". La superficie caliente se autoenfía (es decir, la masa de la pieza fría se utiliza como sumidero de calor, como se hace al soldar). La densidad de potencia de láser concentrada para endurecimiento superficial es mucho menor que la densidad de potencia de los puntos concentrados, pequeños e intensos, que se utilizan para soldar y cortar.

La densidad de capa resultante depende del endurecimiento del material, pero rara vez es mayor de 2.5 mm (0.1 pulgadas). En el caso de los aceros de poco endurecimiento, como los aceros al carbono simples, la profundidad capa que se puede obtener es mucho menor, pues varía desde 0.25 mm en los aceros de bajo carbono (hasta 0.2 % C) hasta 1.3 mm en los aceros al medio carbono. En virtud de las velocidades de calentamiento y autoenfriamiento tan rápidas que se alcanzan en el endurecimiento con láser, se consigue el endurecimiento superficial en aceros en los que normalmente no se aplica el endurecimiento completo, como el acero al carbono simple con 0.18 por ciento de carbono.

En el *tratamiento térmico con haz de electrones*, se utiliza un haz de electrones enfocado a alta velocidad para tratar térmicamente la superficie. La densidad de potencia del haz de electrones también es variable, y puede emplearse para otros fines además del endurecimiento superficial, como la soldadura y la fusión de aleaciones. Al igual que el endurecimiento con láser, la velocidad de calentamiento es muy rápida y se consigue el autoenfriamiento de la superficie caliente. Esto significa que la masa de la pieza debe ser suficientemente grande para ser un buen sumidero de calor e inducir velocidades de enfriamiento elevados a fin de producir martensita en la superficie. Es necesario desmagnetizar la pieza que se va a tratar térmicamente para evitar interferencias con el haz de electrones. La profundidad de la capa que se puede alcanzar en el endurecimiento con haz de electrones depende del tiempo durante el cual se mantiene la temperatura superficial por encima de la temperatura crítica.

Procesos con cambio de la composición superficial

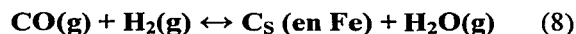
Éstos son los procesos de carburización y de nitruración, que involucran la inyección de los átomos intersticiales de carbono y de nitrógeno en la superficie de los aceros de base de bajo carbono (por lo regular $\leq 0.20\%$ C hasta niveles en los que la martensita producida confiere la dureza deseada a la capa. Cuando se inyectan sólo átomos de carbono, el tratamiento se llama **carburización**; cuando se inyectan átomos de nitrógeno, se denomina **nitruración**. El tratamiento de carburización se lleva a cabo habitualmente a temperaturas donde la austenita es estable, en tanto que el procedimiento de nitruración se efectúa a temperaturas subcríticas, el procedimiento recibe el nombre de nitrocarburización. Tanto la carburización como la nitruración pueden llevarse a cabo con las fuentes de carbono y de nitrógeno en estado gaseoso, en estado líquido o en estado sólido. A fin de reflejar el estado del carbono, los nombres que se asignan a los procedimientos por agente líquido y carburización por agente sólido. Los términos correspondientes para la nitruración son nitruración por agente gaseoso, nitruración por agente líquido y nitruración por agente sólido. Además de todo esto, también se pueden introducir átomos de nitrógeno directamente en la superficie, por medio de la descarga de un plasma incandescente. Esto se hace en vacío, y es un procedimiento idéntico al de implantación de iones que se utiliza en la industria de semiconductores, por el que se bombardea la superficie con elementos atómicos, un procedimiento que ahora se conoce comúnmente como nitruración iónica. La carburización por agente gaseoso también se puede hacer en condiciones de vacío (a presiones por debajo de la atmosférica) y se denomina *carburización al vacío*.

Mecanismo de carburización

Se estudiara el mecanismo de la carburización por agente gaseoso a fin de conocer las principales variables de procesamiento que es necesario controlar. El procedimiento para introducir átomos de carbono comprende una serie de etapas:

1. El transporte de las moléculas gaseosas que contienen el átomo de carbono del gas acarreador a la superficie del acero;
2. La reacción de las moléculas en la superficie para elevar el contenido de carbono del acero hasta Cs, y
3. La difusión del carbono al interior del acero.

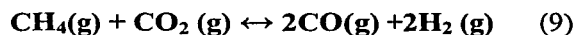
La principal molécula gaseosa encargada de elevar el contenido de carbono del acero en la superficie es la de CO, monóxido de carbono. Esto se muestra mediante cualquiera de las dos reacciones de superficie principales siguientes:



Las dos reacciones se clasifican como heterogéneas porque en ellas intervienen dos fases: la fase sólida (carbono en Fe en la superficie, C_s) y la fase gaseosa. Todos los reactivos y productos de estas reacciones son gases, excepto C_s . Se considera que estas reacciones son reversibles y están en equilibrio, y la concentración de las especies gaseosas gobierna el contenido de carbono en la superficie del acero.

Por tanto, el contenido de carbono *puede controlarse ya sea mediante un contenido constante de CO_2 , o con un contenido constante de vapor de agua, determinado por medio del punto de condensación del gas*

El principal gas acarreador que se utiliza en la carburización es el gas natural, el cual contiene más de 80 por ciento de metano, CH_4 . El metano reacciona con el dióxido de carbono y el agua de la manera siguiente, para generar CO y H_2 .



Combinando las ecuaciones (7) y (9), y las ecuaciones (8) y (10), obtenemos, para ambas combinaciones,



La velocidad de transferencia de átomos de carbono de la fase gaseosa a la superficie se puede representar como sigue:

$$J = -D \left(\frac{\delta C}{\delta x} \right)_s = k(C_a - C_s) \quad (12)$$

donde J es el flujo, átomos / cm^2 / s, D es el coeficiente de difusión, $(\delta C / \delta x)_s$ es el gradiente de concentración de carbono de la fase gaseosa a la superficie, k es la constante de velocidad de la reacción de superficie, C_a se conoce como el potencial de carbono del gas acarreador, y C_s es el contenido de carbono en la superficie.

Esta ecuación nos indica que el potencial de carbono siempre debe ser mayor que el contenido de carbono en la superficie para que el carbono se difunda hacia la superficie. El potencial de carbono está controlado ya sea por el CO_2 o por el punto de condensación del gas, como lo indican las ecuaciones (7) y (8) y como se muestra en las figuras 4.7-4a y b.

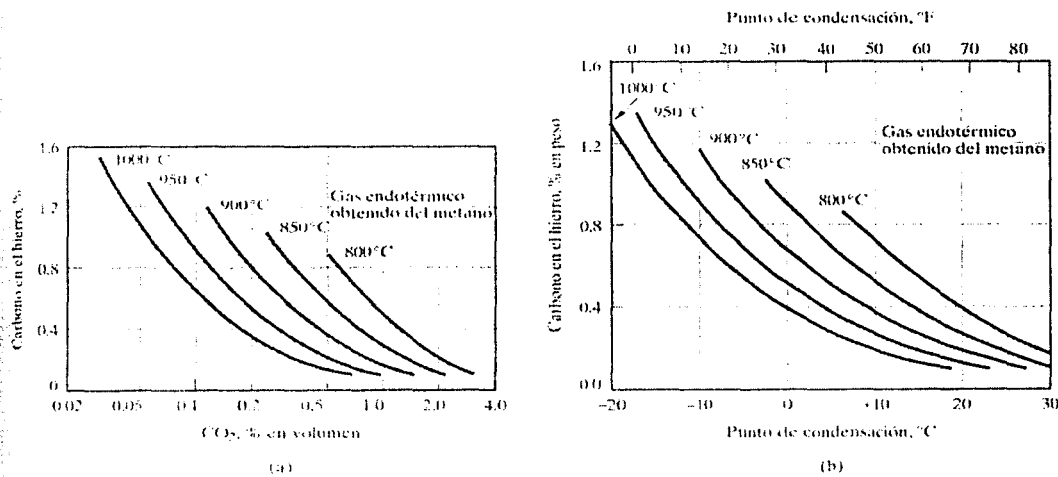


Figura 4.7-4 (a) Potencial del carbono en función del contenido de dióxido de carbono en el gas endotérmico obtenido del metano. El potencial de carbono se da como por ciento en peso de carbono en el hierro. (b) Potencial del carbono en función del punto de condensación del gas endotérmico obtenido del metano.

Al inicio del tratamiento, la concentración superficial es C_0 y, a medida que el tiempo pasa, se acumula hasta llegar a C_s . La acumulación real de C_s con el tiempo se ilustra en las figuras 4.7-5a y b para dos concentraciones de metano diferentes. Advértase que la concentración de carbono en la superficie no es constante, y es función tanto del tiempo como de la concentración de metano.

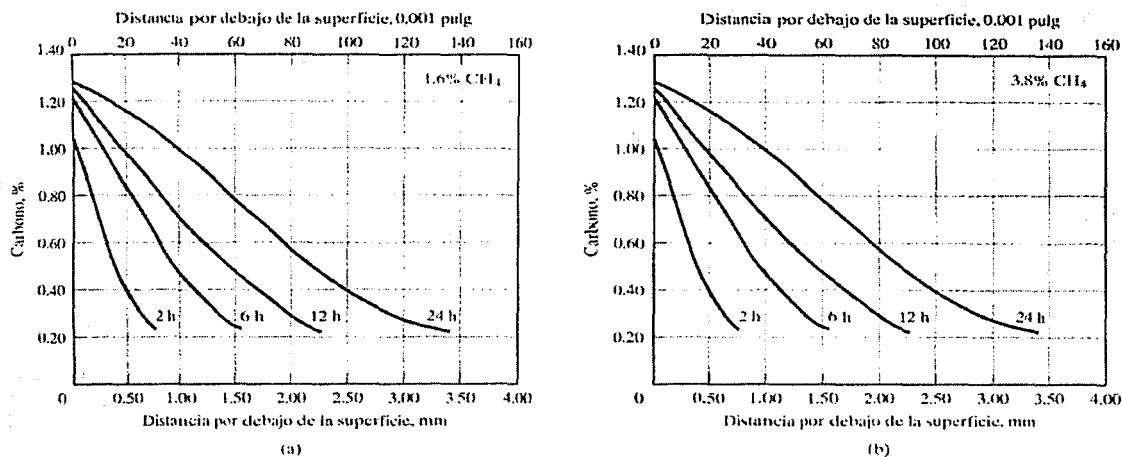


Figura 4.7-5a y b Gradientes de carbono de barras de acero 1022 carburizadas; carburizadas a 918 ° C en 20 % CO-40% H₂ con (a) 1.6 % de metano y (b) 3.8 % de metano.

Por tanto, para resolver la ley de Fick se supuso una concentración superficial de carbono, C_s, constante. La solución nos permite estimar el gradiente de carbono desde la superficie al interior del acero, por medio de la ecuación siguiente:

$$\frac{C(x,t) - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{D_t}}\right) \quad (13)$$

donde C(x,t) es la concentración de carbono a una distancia x de la superficie al cabo del tiempo t, en segundos, a la temperatura de carburización T en K, mediante la cual podemos determinar el coeficiente de difusión

D. Se supone que el C_s es el contenido de carbono saturado de la austenita en solución a la temperatura de austenitización en la línea A_{cm} que se muestra en la figura 6-5. La justificación para mantener C_s constante es mucho más corto que el tiempo total de carburización.

En resumen, las variables que gobiernan el procedimiento de carburización son el potencial de carbono, la temperatura de carburización y el tiempo a esa temperatura. El propósito del proceso es establecer un perfil del gradiente de carbono a través de la sección de la estructura carburizada, a fin de obtener las propiedades deseadas. En la figura 9-66 se muestra un ejemplo del gradiente de carbono en una capa carburizada y su perfil de dureza correspondiente, después de carburizar un acero 1024 a 900 °C durante 2 1/4 horas. Ambas curvas se utilizan para especificar la profundidad de la capa para el contenido de carbono el nivel de dureza que se requiere en la capa endurecida.

Las especificaciones se expresan normalmente como "profundidad de capa efectiva a dureza 50 HRC" o "profundidad de capa a 0.40% C", según el caso. Los datos que se muestran en la figura 9-66a son datos reales del procedimiento de carburización a 900°C. Adviértase que el contenido de carbono en la superficie es ligeramente inferior al 1.2 por ciento, valor que se compara favorablemente con el contenido de carbono saturado de alrededor de 1.22 por ciento tomado de la A_{cm} a 900 °C de la figura 4.7-6. Por tanto, el supuesto de un C_s constante en la superficie es muy satisfactorio. Así mismo, debemos advertir que la forma del gradiente de carbono de la figura 4.7-7a refleja la solución por función de error complementario de la segunda ley de Fick, esto se conoce como el gradiente de carbono normal durante la carburización.

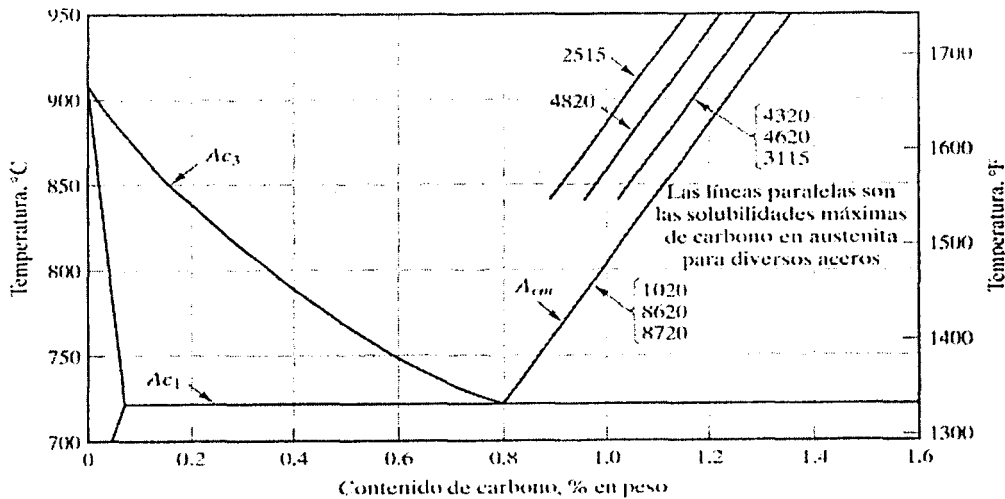


Figura 4.7-6 Soluciones máximas aproximadas de carbono en austenita para diversos aceros. Los números indicados en las líneas en las líneas son las designaciones AISI-SAE de los aceros

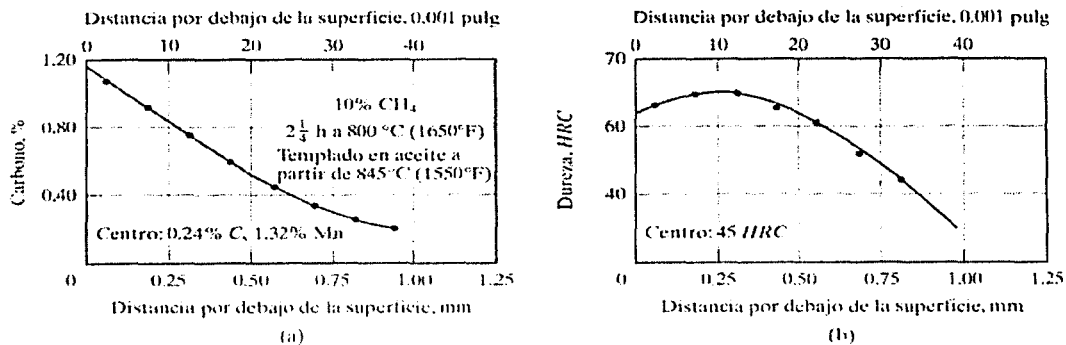


Figura 4.7-7 (a) Gradiente de carbono normal y (b) perfil de dureza reales de una capa carburizada de un acero 1024. El gradiente de carbono normal mantiene el por ciento de carbono saturado de la austenita en la superficie. La poca dureza en la superficie en (b) se debe a la austenita retenida.

La concentración superficial constante de carbono saturado en la austenita, que es, por ejemplo, de 1.2 por ciento en la figura 4.7-7a, se conserva constante porque el potencial de carbono en la fase gaseosa se mantiene suficientemente alto de acuerdo con la ecuación (12). Sin embargo, una concentración de carbono tan alta en la superficie, cuando está disuelto en austenita, es indeseable porque origina la presencia de un poco de austenita retenida cuando la capa carburizada se enfría por temple. Si la superficie de la capa carburizada contiene austenita retenida, la dureza es menor. Esto se muestra en el perfil de dureza de capa desde la superficie hasta el interior de la sección de la figura 4.7-7b, donde se obtiene la dureza máxima aproximadamente a 0.25 mm de la superficie. La menor dureza en la superficie se debe a la presencia de cierta cantidad de austenita retenida.

La influencia de la austenita retenida en las propiedades de fatiga de los componentes con endurecimiento superficial consiste en reducir la resistencia a la fatiga por flexión y en permitir que las superficies se deformen plásticamente cuando están sometidas a cargas pesadas, lo que da por resultado ondulaciones, o "cáscara de naranja". Por tanto, es necesario controlar el proceso de carburización para producir lo que se conoce como el gradiente de carbono modificado, por el cual la concentración de carbono en la superficie se reduce por debajo del contenido de carbono saturado de la austenita a la temperatura de carburización. Esto es similar a la difusión por introducción del dopado (impurificación) de silicio. De hecho, el gradiente de carbono modificado se obtiene en un horno de carburización continua en el que se tienen tres zonas reguladas: una zona de carburización, una zona de difusión y una zona de enfriamiento. La zona de carburización es análoga a la etapa de predeposición en el dopado de silicio, y la zona de difusión es análoga a la etapa de introducción en ese mismo procedimiento. En las zonas de difusión y de enfriamiento, el potencial de carbono de la atmósfera gaseosa se controla muy por debajo del necesario para mantener un contenido de carbono saturado en la austenita.

El resultado es una redistribución del carbono dentro de la capa carburizada y un contenido de carbono superficial menor que el contenido de carbono saturado en la austenita de la superficie. El resultado de este control de zonas, el cual se muestra en la figura 4.7-8, incluye con fines comparativos el gradiente normal (sin regulación de zonas). Adviértase que la forma del gradiente de carbono modificado es gaussiana, y esto es muy similar al perfil de la etapa de difusión por introducción que se utiliza en la industria de semiconductores.

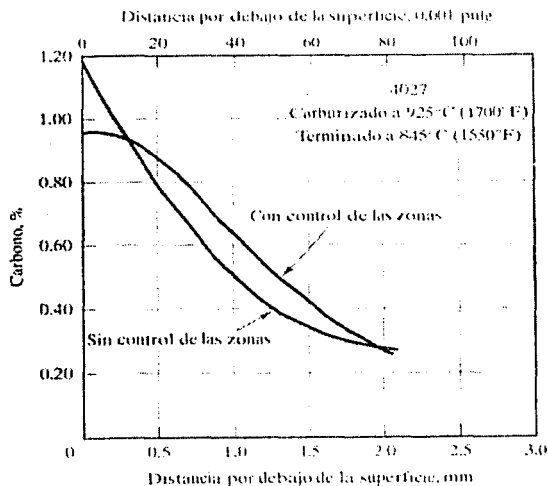


Figura 4.7-8 El gradiente de carbono modificado se consigue con un control de las zonas, similar a la difusión de introducción para el dopado de silicio.

IV. CONCLUSIONES

CiMatMedia 2002 es un instrumento didáctico cuyo diseño y desarrollo se presenta en este trabajo como un instrumento inédito en el contexto de nuestra facultad, pues, aunque existen propuestas parecidas, no integran la variedad de recursos que el actual programa emplea, ni se enfocan al contexto de los alumnos como individuos inmersos en el proceso enseñanza - aprendizaje necesitados de herramientas dinámicas, efectivas y rentables, que contribuyan a su formación. CiMatMedia 2002, si lo hace.

Más adelante y tomando en cuenta la retroalimentación pertinente, se tienen en mente mejoras que le permitan al programa mantenerse al día del acontecer en el conocimiento, así como más y mejores aplicaciones de integración y aprovechamiento tanto de elementos multimedia, como otros de carácter didáctico. Aunado a esto, la propuesta queda abierta para que los interesados en el tema, tengan la opción de implementar algunas mejoras en la aplicación y de hecho se desea que en un futuro a corto plazo, se brinde la atención necesaria a proyectos de este tipo para que se pueda integrar un grupo de trabajo por división, abocado al desarrollo de este tipo de artículos didácticos o bien, se plantee como un formato para servidores sociales de diversas áreas de las ingenierías.

En cuanto a los costos que involucra el implementar en el aula CiMatMedia 2002 estos no van más allá del costo de un cd virgen (al precio de marca) pues se pretende que los alumnos recurran a su profesor para que este pueda crear las copias necesarias o en su defecto, que pueda proporcionar una copia maestra para todo el grupo. Actualmente, y con el beneficio de que cada vez más y más alumnos cuentan con recursos computacionales en casa o en otras partes, CiMatMedia 2002 es una solución innovadora y aporta el beneficio de la prontitud de la información en un formato totalmente apegado a las tendencias tecnológicas actuales en la educación.

Por otra parte, hay que mencionar que consideramos que es realmente necesario abrir un proceso de discusión sobre el futuro de los sistemas multimedia, de forma que, llegado el momento de plantearse su introducción formal en el sistema educativo en aquellas situaciones didácticas que se consideren adecuadas, podamos tener los suficientes elementos de juicio basados en investigaciones propias, sin tener que recurrir al traslape de experiencias foráneas.

Manejamos como puntos centrales de reflexión para estas experiencias, los siguientes planteamientos:

- Los nuevos requerimientos de la información, entornos educativos y teorías de aprendizaje, plantean necesidades de nuevas tecnologías de instrucción.
- “Multimedia” es una tecnología polifacética, sin embargo es necesario debatir por estándares y modelos definitivos.
- “Más sofisticado” no equivale a “más efectivo”.
- Los proyectos multimedia requieren expertos de los más diversos campos: artístico, técnico, etc.
- La verdadera funcionalidad de cualquier tecnología consiste en la facilidad que presenta para ser adoptado por sus usuarios potenciales.

Respecto al cuerpo de información manejado en CiMatMedia 2002, como ya se mencionó, consideramos que son conocimientos básicos clave en la formación que todo ingeniero tanto del área mecánica como industrial debe tener, puesto que son temas manejados en la materias curriculares de Ciencia de Materiales consideradas como obligatorias por el contenido de información que se presenta al alumno, al cual, le permite conformarse un criterio veraz y conciso para la toma de decisiones que involucran a la Ciencia de Materiales en sus múltiples contextos en la industria. Además de que se evaluará cual es el resultado “neto” del aprovechamiento del educando al recurrir al programa, es deseable conocer cual es el desempeño de esta primera etapa para posteriores fases que involucren un mayor manejo de información.

Digno de mención es la compleja labor de programación de cada una de las etapas de la aplicación, los programas de evaluación, la adaptación de los programas “tutor” ya existentes, la auto ejecución del programa desde la unidad de CD, etcétera, pues recordemos que, en todo momento, se procura la comodidad y facilidad en el uso de CiMatMedia 2002.

El hecho de que tan sólo las horas hombre empleadas para el procesamiento de la información, implican una ardua labor de selección e investigación de los temas que se ofrecerán al usuario, para que estos sean los más idóneos, ya es en sí mismo un gran logro, pero en la aplicación, se va más allá de una simple colección de apuntes para clase que más de las veces suelen alojarse en los estantes más olvidados de las bibliotecas.

En lo concerniente a los resultados que se pueden obtener con la integración de CiMatMedia 2002 a los cursos en las clases de Ciencia de Materiales, se está elaborando un programa de muestreo que permita tener un parámetro de evaluación de los resultados que se obtengan con la implantación de los recursos multimedia que el paquete ofrece y poder hacer los cambios pertinentes en cuanto a los contenidos (si este fuera el caso), así como en los medios y las formas en los cuales se aplican los recursos que hipertexto permite.

V. REFERENCIAS Y BIBLIOGRAFÍA.

- [1] DUARTE, A. y CABERO, J. (1993): Modelos de organización de centros y medios de enseñanza, en CORONEL, J.M. y otros (eds): Cultura Escolar y desarrollo organizativo, Sevilla, Grupo de Investigación Didáctica, 701-720.
- [2] BARTOLOME, A. (1994): "Multimedia interactivo y sus posibilidades en educación superior". Pixel-Bit. Revista de Medios y Educación, 1. 5-14.
- [3] JONASSEN, D. (1989): Hypertext/Hypermedia. Educational Technology Pub., Englewood Cliffs, New Jersey.
- [4] RALSTON, G. (1991): Hypermedia... not Multimedia. The Expanded Desktop. 1(4), Abril. p.58.
- [5] SALINAS, J. (1994): "Hipertexto e hipermedia en la enseñanza universitaria" Pixel-Bit. Revista de Medios y Educación, 1. 15-29.
- [6] GAYESKI, D. (1992): Making Sense of Multimedia. Educational Technology, 32(5). Mayo, Pág. 9-13.
- [7] DEDE, C. (1988): The role of hypertext in transforming information into knowledge. Proceedings of the NECC. Dallas, Junio 1988, pp.95-102.
- [8] PLOWMAN, L. (1989): Learning from Learning Theories: A Overview for Designers of Interactive Video. Interactive Learning International. 5(4). Oct-Dic, Pág.165-174.
- [9] SALINAS, J. (1993): "Interacción, medios interactivos y vídeo interactivo". Enseñanza, 10-11.
- [10] CHAIX, P. (1983): "The evolution of the Production and Use of Audio- Visual Courses and Materials over the Last Twenty Years". Educational Media International. Nº3. Pág.3-9.
- [11] KINZER, H. (1985): Video feed-back in the class-room: Possible Consequences for the Communication Apprehensive. Paper presented at the Annual Meeting of the Western Speech Communication Association. Fresno (California).
- [12] LEWIS, R. (1988): "Open learning - the future". En Paine, N. (Ed.) Open learning in transition. London, Kogan Page, 89-104.
- [13] AGUILAR, J. y DIAZ, F. (1992): "Proyecto de Educación para los medios. Diagnóstico psicopedagógico en la educación básica", Tecnología y Comunicación educativa, 20, 9-27.

- [14] Química, Raymond Chang. 1ra Edición en español. Ed. Mc Graw Hill, México 1992.
- [15] Química, Estructura y Dinámica, James N. Spencer, George M. B., Lyman H. Rickard, 1ra. Ed. En español, Ed. CECSA México 2000
- [16] METALOGRAFÍA A. P. Guiliáv, Tomo I, Tomo II, Ed. Mir – Moscú. URSS 1978
- [17] CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES, Part L. Mangonon, 1ra. Edición, Ed. Prentice may, México 2001
- [18] METALURGIA FÍSICA PARA INGENIEROS, Albert G. Guy 1ra Edición, Ed. Fondo Educativo Interamericano S.A. México 1981
- [19] Tecnología de los metales, Malishev, Nicolaiev, Shumlov, Octava Reimpresión de la 1ra. Edición, Ed. Limusa, México 1994.
- [20] MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING, Callister Jr., PWS Publishing Company, 1ra. Edición, Utah 1992
- [21] CIENCIA Y DISEÑO DE MATERIALES PARA INGENIERÍA, Schaffer (varios), 2da. Edición, Ed. Continental, C.E.C.S.A. México 2000
- [22] PRINCIPIOS DE METALURGIA FÍSICA, Robert E. Reed-Hill, 3ra. Edición, Ed. C.E.C.S.A. México 1980
- [23] TRANSFORMATIONS IN METALS, Antonh Jennnes, Mc Graw Hill, New York 1990
- [24] STRUCTURES AND PROPERTIES OF ENGINEERING ALLOYS, William F. Smith, Mc Graw Hill 1984.
- [25] MATERIALES PARA INGENIERÍA, Van Vlack, 2da. Edición 1980, Ed. C.E.C.S.A., México 1985
- [25] METALURGIA FÍSICA, Chalmers, 2da. Edición, Ed. Aguilar, Madrid 1968
- [26] TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS METALES, Pere Molera Solá, 1ra. Edición, Ed. Marcombo, Barcelona, España 1991
- [27] CORROSIÓN INDUSTRIAL , José Antonio Ortega Maiquez, 1ra Edición, Ed. Marcombo, Barcelona, España 1990

- [28] INTRODUCCIÓN A LA METALURGIA FÍSICA, Avner. 2da. Edición, Ed. McGraw-Hill México 1983
- [29] FUNDAMENTOS DE LA CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES, William F. Smith, 3ra. Edición, McGraw-Hill, España 1998
- [30] METALOGRAFÍA Y TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS METALES, Yu. M. Lajtin, Segunda Edición, Ed. Mir, Moscú 1977
- [31] METALS HANDBOOK, Desk Edition, Davis and Associates, 2da Edición, Ed. A.S.W. Unites States of America 1998 (Todos los tomos)