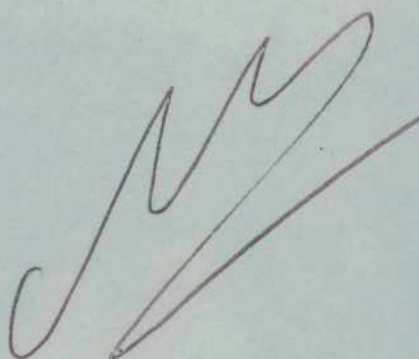


COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

ACEROS MICROALEADOS CON NIOBIO Y CON VANADIO
CON CONTENIDOS ELEVADOS DE NITROGENO

José Eliades Ruge Tellez
Ingeniero Mecánico



Trabajo de Tesis para optar al título de Doctor en Ingeniería,
en la Universidad Nacional del Sur, República Argentina,
dentro de los propósitos del Programa Multinacional de Metalurgia
del Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico
de la O.E.A.

Buenos Aires - Argentina

1975

a Alba
a Iván, Ricardo y Marcelita

AGRADECIMIENTOS

El autor agradece muy especialmente...

... al Ing. Alfredo M. Hey por su acertada dirección e inestimable colaboración durante la ejecución del presente trabajo de Tesis.

... al Ing. Jorge Mazza por sus valiosos consejos y por la amistad que me brindó.

... a los compañeros del Grupo de Aceros y del Grupo de Fundición cuyo concurso y experiencia fueron fundamentales para el feliz término de este trabajo.

... al Director del Programa Multinacional de Metalurgia, Ing. H. Biloni y al Comité Coordinador del Plan Nacional de Metalurgia de Colombia por la oportunidad que me brindaron para participar en este programa.

... finalmente manifiesto mi reconocimiento a los integrantes del Laboratorio de Metalurgia de la Universidad Nacional del Sur, en especial al Ing. Mazzini, por su colaboración durante mi permanencia en la Universidad.

I N D I C E

	Pág.
RESUMEN	i
INTRODUCCION	ii
CAPÍTULO I - LOS ACEROS MICROALEADOS: DESARROLLO Y ESTADO ACTUAL	1
1.1 - Desarrollo	1
1.2 - Estado actual y aplicaciones	2
1.3 - Sumario	3
CAPÍTULO II - PROPIEDADES DE LOS ACEROS MICROALEADOS: FACTORES COMPOSICIONALES Y ESTRUCTURALES	4
2.1 - Introducción	4
2.2 - Factores composicionales	4
2.3 - Factores estructurales	6
2.4 - Ecuaciones de regresión	9
2.5 - Soldabilidad	9
2.6 - Formabilidad	10
2.7 - Sumario	11
CAPÍTULO III - SOLUBILIDAD Y PRECIPITACION	13
3.1 - Introducción	13
3.2 - Solubilidad del Nb	13
3.3 - Solubilidad del V	14
3.4 - Precipitación	14
3.5 - Sumario	16
CAPÍTULO IV - DEFORMACION EN CALIENTE Y RECRISTALIZACION	18
4.1 - Introducción	18
4.2 - Comportamiento Mecánico	18
4.3 - Incubación y desarrollo de la recristalización	20

INDICE (cont.)

	Pág.
4.4 - Recristalización en aceros de bajo carbono	21
4.5 - Recristalización en aceros microaleados	22
4.6 - Interacción entre la precipitación y la recristalización	23
4.7 - Restauración durante la laminación	27
4.8 - Simulación de la laminación	27
4.9 - Sumario	27
 CAPITULO V - METODOS DE FABRICACION DE ACEROS MICROALEADOS	28
5.1 - Introducción	28
5.2 - Normalizado	29
5.3 - Laminado controlado	29
5.4 - Laminado programado	33
5.5 - Laminación en tibio	34
5.6 - Sumario	35
 CAPITULO VI - FUNDICION DE ACEROS EN HORNO DE INDUCCION CON CAMPANA DE VACIO	36
6.1 - Introducción	36
6.2 - Equilibrio termodinámico entre la atmósfera y el baño	36
6.3 - Equilibrio termodinámico entre el crisol y el metal fundido	37
6.4 - Equipo y material utilizados	38
6.5 - El proceso de fusión	40
6.6 - Resultados	40
 CAPITULO VII - LAMINACION CONTROLADA Y ENSAYOS MECANICOS	41
7.1 - Laminación de desbaste	41
7.2 - Medición de temperatura	41
7.3 - Laminación controlada	43
7.4 - Ensayos mecánicos	44
7.5 - Metalografía	44

INDICE (cont.)

	Pág.
CAPITULO VIII - RESULTADOS Y DISCUSION	45
8.1 - Determinación del tamaño de grano austenítico	45
8.2 - Comportamiento estructural durante la laminación	45
8.3 - Un caso de estructura mixta	48
8.4 - Estructuras ferríticas después de normalizado	48
8.5 - Propiedades mecánicas en estado laminado	49
8.6 - Direccionalidad de las propiedades de impacto	50
8.7 - Sumario de resultados	51
 CAPITULO IX - CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	 52
 REFERENCIAS	 55
 TABLAS	 57
 FIGURAS	 64

R E S U M E N

- * Se presenta la revisión bibliográfica de la literatura sobre aceros microaleados con énfasis en la relación estructura-propiedades y en los fenómenos metalúrgicos que suceden durante la deformación en caliente. Se incluye un resumen de los diferentes métodos de fabricación de aceros microaleados.
- * Se presentan las técnicas utilizadas en este trabajo para la fabricación de aceros midroaleados en horno de inducción con campana de vacío y el desarrollo de un refractario de alta alúmina que permite fundir aceros en crisoles de grafito puro.
- * Se estudia la influencia de algunos parámetros del laminado controlado, en especial de la cantidad de deformación aplicada en el rango inferior de la deformación en caliente y de la temperatura final de laminación sobre las estructuras ferríticas y las propiedades mecánicas resultantes en aceros microaleados con $V + N$ y $V + Nb + N$. Se compara la "refinabilidad" de la ferrita en los procesos de laminación y normalización. Se estudia la evolución de la estructura austenítica durante la laminación en caliente y la relación estructura ferrítica-composición-propiedades. Se estudia el efecto del laminado cruzado sobre la direccionalidad de las propiedades de impacto. Se presenta un caso particular de estructura mixta.
- * Se ha determinado que el nitrógeno, utilizado en combinación principalmente con V, puede conducir a propiedades mecánicas altamente mejoradas para lo cual es necesario aplicar el tratamiento termomecánico adecuado en el rango inferior de la región austenítica.

INTRODUCCION

El campo de los aceros estructurales ha experimentado un acentuado desarrollo en las últimas décadas. Adiciones muy pequeñas de elementos como Nb, V o Ti denominados microaleantes, interaccionan en forma importante sobre los fenómenos que suceden durante la laminación en caliente y han permitido el uso intensivo de mecanismos de endurecimiento como el refinamiento de grano y la precipitación. Se fabrican industrialmente aceros con esfuerzos de fluencia altos junto a una muy baja temperatura de transición; por su bajo contenido de carbono tienen soldabilidad adecuada y el control de inclusiones no metálicas permite lograr buenas características de tenacidad y formabilidad.

Estos aceros a diferencia del acero común, requieren un control cuidadoso de las diversas etapas de fabricación como son el recalentamiento, la secuencia y temperaturas de laminación y la velocidad de enfriamiento. Es necesario en general para optimizar el efecto refinador de grano, la aplicación de reducciones fuertes a temperaturas en el rango inferior de la zona austenítica. Este tipo de proceso se conoce como laminado controlado y configura una alternativa para obtener buenas propiedades sin necesidad de tratamientos posteriores como normalizado o templado y revenido.

En el contexto Latinoamericano estos desarrollos empiezan a ser observados con interés pues abren la posibilidad de producir aceros con especificaciones más exigentes aprovechando la capacidad instalada para aceros comunes de bajo carbono. La factibilidad de aplicar las técnicas en boga depende de factores importantes como la robustez de los trenes de laminación, las temperaturas máximas obtenibles en los hornos de recalentamiento, la posibilidad de usar sistemas de enfriamiento forzado, etc.; las composiciones seleccionadas tendrán fuerte incidencia en el diseño particular del programa de laminación.

Una cantidad importante de acero se produce en la región mediante el convertidor Thomas, soplado con aire, con la consecuencia de altos contenidos de nitrógeno en el acero. Es conocido el efecto perjudicial del nitrógeno libre sobre las propiedades de impacto de los aceros; adicionando aluminio el nitrógeno precipita como NAl con las ventajas consiguientes sobre las propiedades de impacto pero se requiere la técnica de lingotes calmados; al NAl no endurece por precipitación aunque permite refinar el grano por un tratamiento posterior de normalizado. El nitrógeno utilizado en combinación con elementos de microaleación, espe-

cialmente con V, permite producir aceros de grano refinado en estado normalizado con la ventaja adicional de ser balanceados con mayor rendimiento en el lingote y con algún grado de endurecimiento por precipitación.

Existe también la posibilidad de obtener propiedades mejoradas en estado laminado pues hay evidencia de que el V retarda la recrystalización de la austenita, en menor intensidad que el Nb, y los precipitados de VN de tamaño adecuado retardan el crecimiento del grano γ ayudando a mantener una estructura austenítica refinada que podrá transformar a una estructura ferrítica fina.

El presente trabajo estudia el efecto de algunas variables de la laminación en caliente, en especial del tratamiento termomecánico aplicado en el rango inferior de la región austenítica, v.gr. entre 950 y 850°C, sobre la combinación de propiedades mecánicas resultante en aceros microaleados con V + N y V + Nb + N. La magnitud de la deformación aplicada a baja temperatura es uno de los factores críticos de la práctica industrial debido a que los trenes de laminación han sido diseñados para condiciones de trabajo menos exigentes.

Se ha efectuado en los Capítulos I a V la revisión bibliográfica del tema con énfasis especial en la relación estructura-propiedades y en los fenómenos metalúrgicos que determinan la estructura final. Se resumen los principales métodos de fabricación de aceros microaleados. En los Capítulos VI y VII se presentan las técnicas experimentales, que van desde la fabricación de los aceros en horno de inducción que requirió el desarrollo de un refractario adecuado para trabajar con crisoles de grafito puro, hasta la laminación controlada de los aceros y la determinación de las estructuras y propiedades mecánicas resultantes. En el Capítulo VIII se presentan los resultados que se analizan apoyándose en desarrollos teóricos y experimentales recientes para tratar de dilucidar el comportamiento de los aceros durante la laminación en caliente y el efecto de las condiciones de procesamiento sobre las propiedades mecánicas.

Finalmente se presentan las conclusiones y una serie de recomendaciones sobre áreas de investigación que ayudarán a completar el panorama de todo este conjunto de fenómenos que si bien, son explotados industrialmente con éxito, requieren la continuación de una labor investigativa sistemática para desentrañar su naturaleza.

CAPITULO I

LOS ACEROS MICROALEADOS: DESARROLLO Y ESTADO ACTUAL

1.1 Desarrollo

Hasta mediados de la década del 50 hubo poco desarrollo en el campo de los aceros estructurales de bajo carbono. El acero dulce era el material más utilizado y su estructura se consideraba más bien simple y susceptible de pocas mejoras. En la actualidad, importantes avances se han hecho en este campo: se dispone de múltiples aceros de bajo carbono - microaleados principalmente con niobio, vanadio y titanio con propiedades mecánicas altamente mejoradas; se ha avanzado grandemente en la comprensión de los fenómenos estructurales que inciden en las propiedades y la forma de controlarlos y se prevén importantes mejoras para el futuro próximo. Este desarrollo de los aceros microaleados puede esquematizarse así:

- a) A principios de siglo, el diseño con aceros estructurales se basó en el esfuerzo máximo sin prestar mucha atención al esfuerzo de fluencia, resistencia al impacto y soldabilidad. Por tanto, los aceros contenían niveles altos de carbono -0,3%- y el proceso de laminación era simplemente un proceso para obtener geometría, sin efecto en las propiedades mecánicas.
- b) El desarrollo de la soldadura como método de unión de componentes condujo al uso de tenores más bajos de carbono para mejorar la soldabilidad. La pérdida de resistencia se corrigió incrementando el contenido de manganeso aunque su efecto beneficioso en la tenacidad aún no era comprendido.
- c) El fallo repentino de importantes estructuras como la súbita ruptura de los barcos Liberty a mediados de la década del 40 resaltó la importancia decisiva de la resistencia al impacto y de la soldabilidad de los aceros estructurales. Se hizo clara la necesidad de obtener temperaturas de transición bajas y la conveniencia de un esfuerzo de fluencia alto en lugar de un esfuerzo máximo alto. Se pudo disminuir más el contenido de carbono, se estableció por fin el efecto del tamaño de grano en el esfuerzo de fluencia y en la temperatura de transición y se reconoció el efecto beneficioso de razones Mn/C altas sobre la tenacidad al impacto.

- d) Se buscó el refinamiento del tamaño de grano mediante la adición principalmente de aluminio. Se logró el efecto en condiciones de normalizado pues los precipitados de N Al restringen el crecimiento del grano austenítico, dando lugar a una estructura ferrítica fina. El método tenía la desventaja de requerir lingotes totalmente calmados debido a la alta afinidad del aluminio y el oxígeno.
- e) Se lograron mayores incrementos en el esfuerzo de fluencia mediante el endurecimiento por precipitación. Los elementos más usados fueron Nb, V, y Ti. Aunque el efecto se obtenía en estado laminado, la tenacidad al impacto no era adecuada debido al tamaño de grano grueso obtenido en la laminación.
- f) Se observó que temperaturas finales de laminación bajas conducían a tamaños de grano refinado, los microaleantes retardan la recrystalización durante la laminación, obteniéndose una austenita fina y altamente deformada que da lugar a una estructura ferrítica fina, manteniéndose algún grado de endurecimiento por precipitación. Los esfuerzos de fluencia se incrementaron a 42-50 kg/mm² con temperaturas de transición tan bajas como -80°C. Estos aceros, de alta resistencia, tuvieron la ventaja adicional de ser balanceados, con alto rendimiento en el lingote.
- g) Los últimos desarrollos han consistido en mejorar la formabilidad, el comportamiento al impacto y la soldabilidad mediante el control de la forma de las inclusiones no metálicas. El uso de adiciones de Zr, Ti, Ca o Ce con este fin, ha sido el avance más reciente de los aceros microaleados.

1.2 Estado Actual y Aplicaciones

Todos los desarrollos indicados en 1.1 han estado acompañados o precedidos de gran cantidad de esfuerzo investigativo y su correspondiente transferencia a la tecnología de producción. Actualmente existen varios aceros microaleados con límite de fluencia máximo de 56 kg/mm² manteniendo buena soldabilidad y tenacidad. Estos aceros tienen tamaños de grano muy finos (ASTM 12-13) y una buena cuota de endurecimiento por precipitación; su buena soldabilidad y formabilidad se logra mediante el control de la forma de las inclusiones; éstas, de forma globular permiten que el acero pueda ser conformado similarmente a un acero dulce⁽²⁾. Recientemente⁽³⁾ se anuncia el desarrollo de aceros microaleados con esfuerzo de fluencia de 70 kg/mm² en estado laminado; estos aceros contienen pequeñas adicio

nes de elementos como níquel, molibdeno y cobre, no tradicionales en los aceros microaleados.

Las aplicaciones han crecido paralelamente al logro de mejores propiedades y cada vez, más componentes estructurales se fabrican con aceros microaleados. Tal es el caso de la industria automotriz donde estos materiales están ahorrando costos y peso y reemplazando aún partes que tradicionalmente exigían templado y revenido. Otro campo de aplicación⁽⁴⁾ son las tuberías de oleoductos y gasoductos para las cuales se han desarrollado especificaciones que exigen temperaturas de transición bastante bajas.

Desde el punto de vista de la fabricación⁽⁵⁾ de aceros microaleados, se presentan inconvenientes al introducirse controles no tradicionales en el proceso de laminación, se exige mayor fortaleza en los trenes al requerirse pasadas fuertes a baja temperatura (v.gr. 850°C) siendo esperable por tanto una disminución en la productividad, compensable con diseño adecuado de nuevos equipos, y por la mayor utilidad y precio del material producido.

1.3 Sumario

Se ha ilustrado en este capítulo el desarrollo y estado actual de los aceros microaleados. Aunque los logros tecnológicos son importantes y se ha avanzado mucho en la comprensión de los fenómenos metalúrgicos determinantes, el panorama dista mucho de ser completo y se requiere más esfuerzo para dilucidar el papel individual de los microaleantes en la nucleación y cinética de la recristalización, el comportamiento de la austenita deformada a alta temperatura, el efecto combinado de microaleantes que forman carburos y nitruros y sobre todo es necesario un trabajo sistemático que permita una visión conjunta del efecto de las diferentes variables del proceso en la microestructura y propiedades de los aceros microaleados.

CAPITULO II

PROPIEDADES DE LOS ACEROS MICROALEADOS: FACTORES COMPOSICIONALES Y ESTRUCTURALES

2.1 Introducción

Gracias al trabajo intensivo de los metalurgistas físicos, ha sido posible ir estableciendo de una manera bastante completa la relación entre las propiedades mecánicas y la microestructura y composición de los aceros de bajo carbono. El desarrollo de los aceros microaleados con Nb, V y Ti, hizo uso de la precipitación como nuevo mecanismo de endurecimiento y posteriormente mediante el laminado controlado fue posible producir estructuras de grano refinado logrando combinaciones muy adecuadas de propiedades mecánicas.

En este capítulo analizaremos en algún detalle los factores causales de las propiedades mecánicas de los aceros microaleados. En la Tabla 2.1 se ilustran las propiedades generales exigidas a los aceros y los factores que inciden en estas propiedades. Debe notarse que los factores estructurales no son independientes de los composicionales estando más bien en estrecha relación de acuerdo al tratamiento termomecánico suministrado (temperatura de recalentamiento, secuencia de laminación, velocidades de enfriamiento, etc.).

2.2 Factores composicionales

En la Tabla 2.2⁽¹⁾ se ilustran los efectos sobre el esfuerzo de fluencia, esfuerzo máximo y temperatura de transición de los diferentes elementos endurecedores por solución sólida del acero. Analizaremos sus efectos generales por grupos:

- a) Elementos intersticiales: Tanto el carbono como nitrógeno producen gran des incrementos en σ_f y σ_m . Los porcentajes de carbono normalmente usados son suficientes para mantener la red de ferrita saturada debido a su baja solubilidad. Cantidades superiores a 0,02%C producen perlita en la microestructura que no incrementa el esfuerzo de fluencia, sí el es- fuerzo máximo y tiene efectos perjudiciales en la temperatura de transi-
ción. Consideraciones de soldabilidad hacen necesario mantener un conte-
nido de carbono equivalente bajo (véase 2.5). En general el contenido de carbono se mantiene inferior a 0,20%. El nitrógeno produce incremen-
tos tan grandes en la temperatura de transición que se evita su permanen-
cia en solución sólida; como componente de precipitados (VN, TiN, AlN) tiene efectos importantes en las propiedades y estructura del acero.
- b) El manganeso y el silicio son endurecedores sustitucionales que están presentes en un acero estructural normal, son de bajo costo y tienen efectos importantes en las características de transformación del acero y en sus propiedades mecánicas.

El silicio es fuerte endurecedor por solución sólida e incrementa la tem-
peratura de transición. Eleva la temperatura de transformación, engrosa la perlita y reduce la ductilidad. Se usa en pequeñas cantidades, en ge- neral hasta 0,4%.

El manganeso tiene un efecto débil como endurecedor en solución sólida, disminuye la temperatura de transformación y es por tanto un fuerte refi- nador de grano. Estos efectos combinados representados en forma vectorial se ilustran en la Fig.2.2 con el vector (3 kg/mm² , -10°C). Contenidos de Mn demasiado altos pueden promover la formación de estructuras acicu-
lares bainíticas con efectos muy adversos sobre las propiedades de impac-
to. El contenido máximo de manganeso estará limitado entonces por las velocidades de enfriamiento durante la transformación; a mayor veloci-
dad de enfriamiento menor el contenido admisible de Mn. Las cantidades normales varían entre 0.5% y 1.8%.

- c) Otros elementos endurecedores por solución sólida (2 d en Tabla 2.2) tienen en general efectos débiles y su costo es elevado. No se usan excepto cuando se persiguen efectos especiales como en el caso del cobre que además de endurecedor mejora la resistencia a la corrosión.
- d) El Nb, V, Ti, Al se usan como elementos que forman precipitados con efectos diversos en la estructura y propiedades. Se estudiarán con más detalle en el numeral 2.3.b Precipitación.
- e) Las impurezas más comunes en los aceros se presentan estructuralmente en forma de inclusiones (sulfuros de manganeso, sílice, alúmina, etc.) y su efecto será estudiado como parámetro estructural (2.3.c).

2.3 Factores Estructurales

El tipo de estructura más comúnmente usado en aceros microaleados es la predominantemente ferrítica. Se ha visto que en ciertas condiciones pueden ser obtenidas estructuras aciculares ferríticas o bainíticas en general de alta resistencia aunque con perjuicio de las propiedades de impacto. Este tipo de estructura, objeto de investigaciones en este momento, sale del alcance de este trabajo y nos referiremos exclusivamente a las de tipo ferrítico equiaxial.

Como mecanismos de endurecimiento de la estructura ferrítica hemos estudiado en 2.2 el efecto de solutos intersticiales y sustitucionales. Analizaremos seguidamente los efectos del tamaño de grano, precipitación e inclusiones.

- a) Tamaño de grano: A Hall⁽⁶⁾ y Petch⁽⁷⁾ se deben las primeras ecuaciones que relacionan el esfuerzo de fluencia σ_f y la temperatura de transición T_c con el tamaño de grano

$$\sigma_f = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \quad (2.1)$$

$$\beta T_c = \ln \beta - \ln C - \ln d^{-1/2} \quad (2.2)$$

En la ec. (2.1) σ_i es el esfuerzo necesario para mover una dislocación a través de la red y k_y es una medida de la resistencia impuesta por el borde de grano al paso de la deformación plástica. En la ec. (2.2) β es una constante del material que es una medida de la resistencia de la red a la distorsión y está por lo tanto relacionada con σ_y y C es una medida de la dificultad de propagar una grieta.

Estas ecuaciones han sido objeto de innumerables trabajos posteriores. Armstrong et al.⁽⁸⁾ plantearon la ec. (2.1) generalizada a cualquier nivel de deformación ϵ como

$$\sigma_\epsilon = \sigma_{0\epsilon} + k_\epsilon d^{-1/2} \quad (2.3)$$

donde $\sigma_{0\epsilon}$ y k_ϵ son constantes para una deformación dada. Posteriormente Morrison⁽⁹⁾ comprobó la validez de la ec. (2.1) para un amplio rango de valores de tamaño de grano (de $1,6 \mu$ a 400μ) aunque planteó la validez relativa de (2.3) en ciertas condiciones de deformación.

Valores típicos de las ecs. (1) y (2) están representados en la Fig. (2.1)⁽¹⁰⁾; para propósitos prácticos la temperatura de transición se puede considerar relacionada linealmente con $d^{-1/2}$. Se puede observar que pasando de un tamaño grueso a uno muy fino el esfuerzo de fluencia se incrementa de 15 a 40 kg/mm² y la temperatura de transición disminuye de 0° a -150°C. Para poder considerar ambas variaciones simultáneamente y compararlas con los otros mecanismos de endurecimiento observamos que un incremento de 3 kg/mm² mediante refinamiento de grano produce una disminución de 20°C en la temperatura de transición lo que representado vectorialmente junto a otros mecanismos de endurecimiento se ilustra en la Fig. (2.2).

Surge aquí la inquietud de hasta dónde se puede llevar el refinamiento de grano y qué procesos prácticos se pueden desarrollar para alcanzarlo. En experimentos más o menos complicados de laboratorio se han logrado tamaños de grano inferiores a 1μ con resistencias superiores a 75 kg/mm² pero a estos niveles de refinamiento comienza el acero a comportarse deficientemente en tensión (Fig. 2.3)⁽¹¹⁾ y se observa una disminución brusca de la elongación uniforme (Fig. 2.4)⁽¹²⁾.

Tamaños de grano más realistas, de 3 a 7μ , se pueden alcanzar en el estado laminado haciendo uso del efecto retardador del Nb y V sobre la recrystalización de la austenita, produciéndose con un tratamiento termomecánico adecuado una estructura austenítica fina y fuertemente deformada que genera una estructura ferrítica fina en la transformación. Sobre tratamientos termomecánicos se hablará en el Capítulo V. Mediante refinamiento de grano un incremento típico en σ_y sería del orden de 15 kg/mm² con una disminución de la temperatura de transición de aproximadamente 70°C.

b) Precipitación: el segundo factor más importante es el endurecimiento por la precipitación de carburos o nitruros de Nb, V o Ti. Los precipitados son generalmente muy pequeños y frecuentemente se los observa regularmente distribuidos en la matriz de ferrita. Gladman et al.⁽¹³⁾ comprobaron la validez del modelo de Orowan-Ashby para describir el endurecimiento por precipitación de los aceros microaleados. En la Fig.2.5 se ilustra la predicción del modelo citado y en la Fig.2.6, los resultados obtenidos por dichos autores en aceros microaleados. Se observa la importancia del tamaño y fracción en volumen de los precipitados, sobre los cuales incide el proceso de laminación.

El efecto de la precipitación sobre la temperatura de transición es perjudicial estableciéndose⁽¹⁰⁾ un incremento en la temperatura de transición de 8°C por cada 3 kg/mm² de incremento en el esfuerzo de fluencia (Fig.2.2). Aunque el Nb, V, Al y Ti producen todos refinamiento de grano su efecto en el endurecimiento por precipitación es muy diferente; el Al no produce endurecimiento y el Ti produce poco en contenidos de 0,1%. El Nb y V son los elementos más importantes a considerar y la magnitud de su efecto depende de la concentración, de la temperatura de recalentamiento que controla la fracción solubilizada, de la secuencia de laminación y de las velocidades de enfriamiento.

c) Inclusiones: se ha descripto cómo pequeñas adiciones de microaleantes pueden producir con un tratamiento termomecánico adecuado propiedades muy llamativas en los aceros. Sin embargo, cuando estas propiedades se miden en la dirección transversal de laminación se encuentra que la tenacidad se reduce grandemente lo mismo que la formabilidad⁽²⁾. El factor responsable es la presencia de inclusiones no metálicas en el acero las que durante el laminado en caliente se han elongado en la dirección de laminación.

En la Fig.2.7, se observa el cambio dramático en la tenacidad al impacto. En la dirección de laminación de la energía absorbida para fractura 100% dúctil es de 44 lb-pie mientras en la dirección transversal apenas llega a 15 lb-pie.

Se ha encontrado que en los aceros calmados al aluminio, esta direccionalidad es producida por las inclusiones de sulfuro elongadas (Tipo II) presentes en el acero. Reducciones en el contenido de azufre hasta 0,01% no son suficientes para eliminar la direccionalidad.

Para evitar el alargamiento excesivo de las inclusiones de sulfuros es necesario disminuir su plasticidad para que mantengan su forma globular a través de la laminación. En la Fig.2.8 se observa que la plasticidad de las inclusiones depende del contenido del oxígeno del acero y de la composición de las mismas.

En aceros calmados al aluminio, se puede variar la composición de las inclusiones agregando elementos tales como circonio o cerio que forman sulfuros y disminuyen el contenido de MnS de la inclusión. Con una relación Ce/S = 1,5 se observa el total reemplazo del MnS por CeS el cual permanece en forma globular. En la Fig.2.9 se ilustra el cambio en la energía 100% dúctil de probetas transversales con la razón Ce/S del acero.

2.4 Ecuaciones de regresión

Todos los efectos analizados anteriormente han sido objeto de numerosas investigaciones y se han presentado gran cantidad de ecuaciones que correlacionan las propiedades mecánicas con la microestructura y la composición. Un resumen de estas ecuaciones aplicado a los aceros de bajo carbono fue presentado por Pickering⁽¹⁾

$$\sigma_f \text{ [MN/m}^2\text{]} = 15,44 \left[3,5 + 2,1 (\text{mn}) + 5,4 (\text{Si}) + 23 (N_f) + 1,13 d^{-1/2} \right] \quad (2.4)$$

$$\sigma_m \text{ [MN/m}^2\text{]} = 15,44 \left[19,1 + 1,8 (\text{Mn}) + 5,4 (\text{Si}) + 0,25 (\text{Perlita}) + 0,5 d^{-1/2} \right] \quad (2.5)$$

$$T_c \text{ [}^\circ\text{C]} = -19 + 44 (\text{Si}) + 700 (\sqrt{N_f}) + 2,2 (\text{Perlita}) - 11,5 d^{-1/2} \quad (2.6)$$

2.5 Soldabilidad

El carbono equivalente es el parámetro más empleado para medir la sensibilidad

dad de un acero al agrietamiento causado por la soldadura. Una expresión adoptada para aceros de alta resistencia⁽¹⁴⁾ es

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

y se estipula que si

$C_E \leq 0,41$ Se puede soldar con electrodos adecuados sin precauciones especiales.

$0,41 < C_E \leq 0,45$ Se deben usar electrodos de bajo hidrógeno. Puede requerirse precalentamiento.

$C_E > 0,45$ Se deben usar electrodos de bajo hidrógeno y precalentamiento.

De lo anterior se infiere la relación directa entre la soldabilidad de un acero y su composición.

El factor o criterio realmente importante sobre la soldabilidad es la temperatura M_s ⁽¹⁾ y las expresiones de carbón equivalente no expresan otra cosa que la variación que producen los diversos elementos sobre esa temperatura.

La necesidad de desarrollar aceros de alta resistencia sin elevar el carbono equivalente ha conducido al uso de aceros microaleados al Nb y V que han demostrado⁽¹⁵⁾ cumplir satisfactoriamente los requisitos exigidos. Además del carbono equivalente un importante criterio comúnmente usado es la tenacidad en presencia de entalla tanto en el material de aporte como en la zona afectada por el calor. En esta zona los precipitados de Nb y de V, principalmente de Nb actúan como limitadores del crecimiento de grano manteniendo una estructura relativamente fina con sus beneficios correspondientes en la tenacidad. Por supuesto que esta acción refinadora es afectada por los parámetros de la soldadura como son el suministro de calor, el espesor de las piezas soldadas, la aplicación de pasadas sucesivas, etc.

2.6 Formabilidad

Comúnmente la chapa laminada de acero microaleado es conformada para servir como miembro estructural, v.gr. los largueros del bastidor de los camiones. Esto

plantea un nuevo requisito sobre el acero, formabilidad, la cual depende de⁽¹⁾:

- a) el esfuerzo de fluencia para una deformación dada, el cual gobierna la carga del conformado.
- b) el endurecimiento por trabajado.
- c) la elongación uniforme, e_u
- d) la elongación total.

Observaciones sobre los aceros de bajo carbono indican que altos contenidos de carbono al aumentar la proporción de perlita aumentan el esfuerzo máximo y el endurecimiento por trabajado pero disminuyen la ductilidad. El refinamiento de grano aumenta el esfuerzo de fluencia y la ductilidad total aunque no tiene efecto sobre la elongación uniforme. Elementos de solución sólida sustitucionales o intersticiales aumentan el esfuerzo de fluencia y el endurecimiento aunque su efecto sobre la ductilidad es variable debido a las interacciones complejas que hay entre el esfuerzo de fluencia, el endurecimiento y el esfuerzo de fractura. La presencia de partículas de 2da. fase, inclusiones, perlita, etc., todos reducen la ductilidad dependiendo grandemente esa reducción del tamaño y fracción en volumen de las partículas.

En general, para mantener un alto nivel de resistencia junto con formabilidad adecuada se requiere:

- grano fino
- Precipitación (mecanismo de endurecimiento menos desfavorable)
- bajo contenido de carbono
- acero limpio para mantener el contenido de inclusiones en un nivel bajo.

2.7 Sumario

De todos los mecanismos o factores estructurales que incrementan la resistencia del acero, el refinamiento de grano es el más adecuado pues incrementa σ_f disminuyendo simultáneamente la temperatura de transición. Esta disminución abre la posibilidad de incrementar aún más σ_f con mecanismos como endurecimiento por precipitación manteniendo la combinación una temperatura de transición adecuada. Otros mecanismos como el endurecimiento por solución sólida sólo pueden usarse limitadamente.

Desde el punto de vista de la composición conviene por consideraciones de tenacidad al impacto, soldabilidad y formabilidad, mantener un contenido de car-

bono bajo. El contenido de manganeso puede ser tan alto como la velocidad de en friamiento durante la transformación lo permita sin que se produzcan estructuras aciculares. El Mn endurece por solución sólida y produce refinamiento de grano.

El logro de mayores resistencias hace importante el control del tamaño y forma de las inclusiones no metálicas con el fin de evitar excesiva direccionalidad en las propiedades al impacto y mejorar la formabilidad.

Los aceros microaleados abren una nueva gama de aceros soldables de alta resistencia pues mantienen un contenido de carbono equivalente bajo y permiten controlar los cambios estructurales que se producen en la zona afectada por el calor.

Finalmente, es posible con un diseño adecuado del acero y del tratamiento termomecánico, producir altas resistencias unidas a formabilidad adecuada lo que abre nuevos campos en el diseño de estructuras.

CAPITULO III

SOLUBILIDAD Y PRECIPITACION

3.1 Introducción

Hemos visto cómo el laminado controlado aprovecha el hecho de que microaleantes como el Nb y el V retardan la recrystalización de la austenita y además precipitan como carburos o nitruros; el primer efecto produce refinamiento de grano y el segundo endurecimiento por precipitación. Para optimizar estos efectos, los microaleantes deben estar en solución en las primeras etapas del proceso. Contrariamente, un tratamiento de normalizado, puede exigir una mínima disolución de los precipitados para usarlos como anclajes del borde de grano austenítico. Es importante por tanto conocer los factores que afectan la solubilización y la precipitación de los carburos y nitruros y sus consecuencias en cada etapa del proceso.

3.2 Solubilidad del Niobio

El niobio precipita en los aceros como carburo (NbC). Si hay nitrógeno presente precipita también como nitruro; ambos compuestos son mutuamente solubles formándose en realidad un carbonitruro cuya relación C:N es similar a la existente en la austenita. Irvine⁽²⁶⁾ et al. consideran al nitrógeno en términos de un contenido de carbono equivalente = $C + \frac{12}{14}N$. El producto de solubilidad, según determinación de estos autores es

$$\log_{10} [\text{Nb}] \left[C + \frac{12}{14}N \right] = \frac{-6770}{T} + 2,26 \quad (3.1)$$

donde T es la temperatura absoluta. La variación de Ks con la temperatura se ilustra en la Fig.3.1.

Recientemente se ha efectuado una revisión completa⁽⁵⁾ de las ecuaciones del tipo de (3.1) planteadas por diversos autores que introducen efectos de estequiometría y cálculos termoquímicos para producir expresiones más precisas. El grado de dispersión de las determinaciones de la Fig.3.1 y similares, exige cier

to exceso en las temperaturas de solubilización y las diferencias entre las ecuaciones planteadas por los diversos autores se vuelven menos importantes. Un gráfico más comprensible de la solubilidad del Nb, que incluye el efecto del nitrógeno se ilustra en la Fig.3.2⁽⁵⁾.

3.3 Solubilidad del Vanadio

En presencia de contenidos altos de nitrógeno, el vanadio precipita en forma de nitruros. Los nitruros de vanadio son mucho más solubles que los carbonitruros de Nb. Irvine et al.⁽¹⁶⁾ presentan para el producto de solubilidad del VN la expresión

$$\log_{10} [V][N] = \frac{-8.330}{T} + 3,40 + 0,12 (\% \text{ Mn}) \quad (3.2)$$

donde se ha incluido un término de corrección por el contenido de Mn; se sugiere que el incremento del producto de solubilidad por parte del Mn se debe a que este elemento disminuye el coeficiente de actividad del nitrógeno en austenita. En la Fig.3.3 se ilustra el producto de solubilidad de un acero con 0,5% de Mn. En la Fig.3.4 se ilustran las temperaturas de solubilización del V para varios tenores de C y N.

Se puede concluir que es posible predecir con exactitud razonable las temperaturas de solubilización del Nb y del V; para una temperatura dada se puede determinar qué fracción de los precipitados, si es el caso, permanece sin disolver. La selección de la temperatura de recalentamiento va a depender de los efectos buscados en los procesos subsiguientes. En el Capítulo V se estudian algunas alternativas de procesos de laminación y los tratamientos de recalentamiento adecuados a cada caso.

3.4 Precipitación

La precipitación en un acero microaleado puede provenir de diversas etapas de procesamiento del acero y su efecto en las propiedades mecánicas es también diverso. Puede provenir de antes del recalentamiento, generarse durante éste, o precipitar después en austenita o en ferrita.

a) Precipitación y crecimiento durante el recalentamiento: si la temperatura de recalentamiento es inferior a la temperatura de solubilización, una fracción de los precipitados previamente existentes quedará sin disolver y sufrirá un engrosamiento dependiente de la temperatura y del tiempo de recalentamiento. Estos precipitados si se mantienen de un tamaño adecuado, pueden servir como anclajes del borde de grano austenítico manteniendo una estructura de grano fino. El precipitado para ser efectivo ha de ser inferior al llamado tamaño crítico de partícula por encima del cual se libera el borde de grano y continúa el crecimiento. Este tamaño crítico de partícula es mayor al aumentar el tamaño de grano y la fracción en volumen de los precipitados y disminuye al aumentar la heterogeneidad del tamaño de grano de la matriz.

Para un acero dado, el tratamiento (temperatura, tiempo) para alcanzar este tamaño crítico dependerá del estado previo de la dispersión. Gladman y Pickering⁽¹⁷⁾ en su trabajo sobre engrosamiento del grano austenítico en aceros microaleados con Nb y Al determinaron el efecto del tratamiento de austenización sobre el tamaño de partícula, Fig.3.5, las características del crecimiento de grano con la temperatura, Fig.3.6, y definieron una temperatura de engrosamiento de grano la que para contenidos variables de Nb se ilustra en la Fig.3.7. Debe notarse que ellos trabajaron sólo con partículas precipitadas en el recalentamiento para lo cual, mediante un tratamiento previo de austenización a alta temperatura seguida de templado, pusieron todo el microaleante en solución. Cuando hay precipitación preexistente, las temperaturas de engrosamiento serán menores dependiendo del estado de dispersión.

b) Precipitación en austenita: después del recalentamiento de solubilización, al disminuir la temperatura, se produce sobresaturación de Nb o V en la austenita. La precipitación del carbonitruro de Nb en austenita presenta una cinética en forma de C cuya posición relativa en el diagrama T.T.T. depende de las concentraciones de Nb y C en el acero y fuertemente del suministro de deformación.

Gray y Yeo⁽¹⁸⁾, Fig.3.8, determinaron cómo la deformación acelera la cinética de recrystalización del NbC en algunos órdenes de magnitud. Este fenómeno ha sido medido también por Rossard⁽¹⁹⁾, Fig.3.9; debe anotarse que para la obtención de esta gráfica, Rossard aplica deformaciones distintas a cada temperatura (deformación crítica).

Si esta precipitación inducida por la deformación es la responsable del atraso de la recrystalización es aún motivo de discusión. Bien puede pensarse

que los precipitados, formados preferencialmente en los defectos producidos por la deformación, estabilizan la subestructura impidiendo la recrystalización. Por otra parte, se ha observado, Fig.3.10, que estos precipitados limitan el crecimiento de grano una vez finalizada la recrystalización ayudando a mantener una estructura refinada.

Los precipitados formados en austenita son grandes (200 a 300 Å) comparados con los formados en ferrita (20 a 50 Å) y no producen tanto endurecimiento por precipitación. O sea, la precipitación en austenita, al disminuir la fracción en volumen a precipitar en ferrita, disminuye el máximo endurecimiento obtenible por precipitación. Debido a esto, las curvas de σ_f vs $d^{-1/2}$, Fig.3.11⁽²⁰⁾, muestran para aceros microaleados pendientes menores que la correspondiente a la ecuación de Hall y Petch. La obtención de grano fino para estas curvas se hace bajando la temperatura de final de laminación lo cual implica menores velocidades de enfriamiento y mayor sobresaturación de soluto disponible a precipitar inducido por la deformación.

c) Precipitación en ferrita: se presenta con dos comportamientos bien diferenciados. La precipitación en ferrita proeutectoide, Fig.3.8, se produce simultáneamente con la transformación. Los carburos precipitan sobre el mismo frente de transformación en capas uniformemente distribuidas. El espaciado entre capas es menor con mayores velocidades de enfriamiento y a menores temperaturas de transformación. Estos precipitados son del orden de 50 Å y no producen el máximo endurecimiento de la ferrita. En la Fig.3.12 se observa la morfología de la precipitación en enfriamiento continuo.

Por debajo de Ac_1 los precipitados son pequeños, difícilmente observables en microscopía electrónica y endurecen fuertemente la ferrita⁽¹⁸⁾.

Batte y Honeycombe⁽²¹⁾ presenta resultados similares para el carburo de vanadio incluyendo el efecto de la concentración de V + C. En idénticas condiciones de transformación, a mayor concentración la dispersión es más fina. Obtienen la dispersión más fina a los 650°C con espaciado entre capas de 50 Å.

3.5 Sumario

Hemos visto cómo es posible calcular la temperatura de solubilización del Nb y V en los aceros microaleados u obtenerlas de las diferentes gráficas disponibles en la literatura.

La precipitación tiene importancia vital en las propiedades y comportamiento de los aceros microaleados. La precipitación en austenita interacciona con la recrystalización y es fuertemente acelerada por la deformación. La precipitación en ferrita produce un endurecimiento importante del acero y puede presentarse en forma regularmente distribuída en la matriz. Precipitados no disueltos o formados durante el recalentamiento pueden ser usados para obtener una estructura austenítica fina al inicio de la deformación.

CAPITULO IV

DEFORMACION EN CALIENTE Y RECRISTALIZACION

4.1 Introducción

En un metal trabajado en caliente, al endurecimiento por deformación se oponen los procesos de restauración: recuperación y recristalización. Estos fenómenos en general se presentan a una temperatura $T \geq 0,5T_f$, donde T_f es la temperatura absoluta de fusión y permiten aplicar grandes deformaciones sin que la resistencia del metal y las cargas de laminación se incrementen demasiado.

Los requerimientos tradicionales del producto final son de carácter dimensional y de acabado superficial. Para lograr una dimensión final correcta y además controlar los esfuerzos exigidos a los trenes de laminación es necesario conocer la resistencia que opone el metal a la deformación. Esta, como se verá en 4.2, depende de diferentes variables y condiciones existentes en el proceso de deformación así como, eventualmente, de la historia termomecánica del acero al iniciar la deformación.

El trabajado en caliente induce cambios estructurales en el acero, dinámicos o que suceden simultáneamente con la deformación y estáticos que suceden entre deformaciones sucesivas o después de la deformación final. La interacción entre estos fenómenos es de vital importancia para determinar la estructura final del producto y por ende las propiedades mecánicas producidas. A medida que se avanza en la comprensión de estos fenómenos, el trabajado en caliente se va transformando en una herramienta metalúrgica que permite producir propiedades altamente mejoradas en aceros de bajo carbono y microaleados principalmente.

4.2 Comportamiento Mecánico

Durante un proceso continuo de deformación en caliente todos los metales están sometidos a endurecimiento por deformación y a restauración dinámica. En los aceros ferríticos la restauración se presenta como un proceso de recuperación y la curva esfuerzo-deformación, Fig. 4.1⁽²²⁾, muestra que después de un período inicial de endurecimiento por deformación, se llega a un estado estacionario. Durante la etapa de endurecimiento por trabajado se desarrolla una subestructura dentro de los granos originales. Incrementando la deformación esta sub-es

estructura permanece equiaxial y constante mientras los granos originales se tornan progresivamente más alargados.

Los aceros en fase austenítica no muestran una recuperación tan rápida. La Fig.4.2⁽²³⁾ ilustra curvas esfuerzo-deformación para aceros de bajo carbono con y sin contenido de niobio. Se observa una etapa bien definida de endurecimiento por trabajado seguida por otra en la cual el endurecimiento llega a un máximo y después decae dando lugar a una tercera etapa de estado estacionario, donde el esfuerzo permanece constante con deformación creciente. Rossard et al.⁽¹⁹⁾, hacen algunas observaciones respecto a esta curva y sus implicaciones estructurales (Fig.4.3):

- A bajas deformaciones el grano austenítico originalmente equiaxial se alarga; los límites de grano aparecen cada vez más perturbados.
- Cuando se alcanza una deformación N_m ligeramente inferior a la asociada al esfuerzo máximo o crítico, N_m , comienza la recrystalización dinámica. Los nuevos granos aparecen en los límites de los antiguos deformados. Esta recrystalización progresa durante la deformación hasta dar lugar a un grano equiaxiado de equilibrio dinámico cuando se ha llegado al estado estacionario.

El esfuerzo de fluencia del estado estacionario y la deformación crítica se incrementan al aumentar la velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$, y al disminuir la temperatura, Fig.4.1 y se puede expresar como una función del parámetro de Zener-Holomon⁽²²⁾

$$Z = \dot{\epsilon} \exp Q/RT \quad (4.1)$$

donde Q es la energía de activación del proceso de recrystalización y R es la constante de los gases. La deform. crítica puede ir de $\sim 0,3$ a $\sim 1,2$ para Z creciente en austenitas simples. El tamaño de grano recrystalizado de equilibrio varía inversamente con Z .

Al cesar la deformación, estas estructuras deformadas son inestables y si se mantienen a temperatura o se enfrían lentamente, son modificadas por recuperación y recrystalización estáticas. La recuperación produce solamente cambios menores pero la recrystalización hace que los granos deformados sean reemplazados por granos nuevos. El tamaño de grano después de la recrystalización estática, depende del tamaño de grano inicial pues los límites de grano son los sitios de nucleación preferidos de los nuevos granos y depende también de Z y de la defor-

mación ya que éstos dos factores controlan la fuerza impulsora de la recristalización. Si Z y la deformación son constantes, el tamaño de grano es independiente de la temperatura aunque este fenómeno es difícilmente observable pues el crecimiento de grano posterior al fin de la recristalización es fuertemente dependiente de la temperatura.

4.3 Incubación y Desarrollo de la Recristalización

En aceros en la fase austenítica la recuperación juega un papel menor. El período de incubación y la cinética de recristalización son de importancia decisiva para determinar la estructura en el momento de la transformación. Podemos obtener grano ferrítico fino a partir de un grano de austenita muy aplastado y alargado o a partir de un grano austenítico fino; en uno y otro caso es muy importante conocer la cinética de recristalización ya sea para evitarla o para, una vez completa, controlar el crecimiento posterior de grano controlando las velocidades de enfriamiento.

En el proceso de recristalización estática, la fracción transformada está relacionada con el tiempo mediante una curva sigmoideal aunque el fenómeno es más complejo cuando ha ocurrido recristalización dinámica. Un método común es expresar los tiempos necesarios para recristalizar una fracción determinada comúnmente 5%, 50% y 95%. Estos tiempos son fuertemente dependientes de la fuerza impulsora (Z , ϵ) y de la temperatura y ligeramente influenciados por el tamaño de grano. Esta dependencia hace que los datos disponibles en la literatura deban ser analizados cuidadosamente en relación a los valores de Z y ϵ con los cuales fueron producidos.

La información disponible en la literatura ha sido obtenida mediante diferentes métodos de deformación y diferentes métodos de evaluación de la restauración. Analizaremos brevemente los métodos más comunes con sus características más notorias.

a) Máquina de torsión: es el método más generalizado; permite aplicar grandes deformaciones aunque no uniformemente distribuidas en toda la sección de la probeta. La restauración puede medirse por las propiedades mecánicas de la muestra u observar directamente el avance de la recristalización templando repentinamente después del tiempo deseado. Permite aplicar deformaciones sucesivas y varias velocidades de deformación. Permite buen control de la temperatura.

- b) Máquina de tracción: permite aplicar deformación homogénea pero de magnitud limitada por la aparición de la entalla. La restauración se mide por las propiedades mecánicas de la probeta o por temple y observación metalográfica.
- c) Laminación: se puede simular el proceso industrial pero es difícil separar variables por la dificultad de hacer tratamientos isotérmicos. Se pueden hacer pasadas sucesivas y la recrystalización puede observarse por temple y metalografía.
- d) Compresión en caliente: se ha usado compresión axisimétrica y compresión en deformación plana; en el primer caso el abarillamiento limita las deformaciones hasta 0,7 y en el segundo es posible lograr deformaciones hasta 5, pero se deben corregir los valores de carga por variaciones en las fuerzas de fricción. Debe proveerse un mecanismo generalmente a leva para producir velocidad de deformación constante. Un tipo específico de máquina que permite trabajar con varias velocidades de deformación se denomina plastómetro a leva.

4.4 Recrystalización en Aceros de Bajo Carbono

Sellars y Whiteman⁽²²⁾ presenta datos de la dependencia del tiempo necesario para un porcentaje dado de recrystalización con la cantidad de deformación suministrada; encuentran una fuerte dependencia en la zona de endurecimiento por deformación. Los datos de las Figs. 4.4 y 4.5 fueron obtenidos a velocidad de deformación constante y a diferentes temperaturas constantes.

Morrison⁽²⁴⁾ estudió la cinética de recrystalización de un acero de bajo carbono deformado a temperaturas entre 900 y 1000°C, con deformaciones de 0,06 a 0,24 y desarrolló una expresión del tiempo necesario para la recrystalización de una fracción x :

$$t_x = C_x \epsilon^{-n} \exp Q/RT \quad (4.2)$$

donde C_x es una función de x , $Q = 65.000$ cal/mol y $n = 4$. Con esta ecuación se dibujó la Fig. 4.6 asumiendo su validez para deformaciones y temperaturas fuera de la zona de experimentación. Para Morrison la velocidad de deformación no influye en la cinética de recrystalización siempre que aquella no sea tan lenta

que haya recrystalización durante la deformación.

Rossard⁽¹⁹⁾ estudió la cinética de recrystalización isotérmica de austenita deformada con la deformación crítica correspondiente a cada temperatura. Sus resultados se ilustran en la Fig.4.9(a).

Es interesante observar cómo, a pesar de los tiempos extremadamente cortos de recrystalización, es posible predecir la evolución de la recrystalización en función de temperatura y deformación con exactitud adecuada y que hay buen acuerdo en la información disponible en la literatura.

4.5. Recrystalización en Aceros Microaleados

Los microaleantes Nb y V alteran la forma de la curva esfuerzo-deformación, Fig.4.2, retardando el inicio de recrystalización dinámica; ésta se presenta a un nivel de esfuerzo algo mayor que en el acero sin microalea lo que implica un grano austenítico de equilibrio más fino. Retardan y eventualmente suprimen la recrystalización después de la deformación en frío⁽²⁵⁾ y de la deformación en caliente. Numerosas investigaciones se han efectuado para determinar su efecto en el comportamiento de la austenita deformada en caliente.

Cordea y Hook⁽²⁶⁾ usando la máquina de tracción Gleeble, determinaron las cinéticas de recrystalización de aceros microaleados con Nb y con V deformados un 35% en tracción a varias temperaturas. Sus resultados, Fig.4.7, muestran que el Nb, y en menor cantidad el V, retardan la aparición de la recrystalización. Pickering et al.⁽²⁷⁾ laminando directamente un 50% a diferentes temperaturas, determinaron la cinética de recrystalización de varios aceros, Fig.4.8, el efecto del V y Al no es separable mientras que el Nb retarda fuertemente la recrystalización.

Rossard et al.⁽¹⁹⁾, usando torsión y observación metalográfica de las probetas templadas determinaron la cinética de recrystalización y de precipitación de aceros de bajo carbono y microaleados con Nb. Una característica original de este trabajo es que las probetas han sido deformadas con la deformación crítica, N_m , Fig.4.3, correspondiente a su temperatura; esto conduce a deformaciones crecientes al bajar la temperatura y se busca colocar las diversas estructuras en estados equivalentes para estudiar la recrystalización. Sus resultados, Fig.4.9 (b), muestran un comportamiento del acero al Nb en forma de Z, con una aceleración de la cinética de recrystalización entre 900°C y 800°C con respecto a la

tendencia observada por arriba de los 900°C.

Weiss et al.⁽²⁸⁾, presentan un panorama bastante completo de la cinética de recrystalización de un acero microaleado con Nb y Ti a varias temperaturas y velocidades de deformación. Sus resultados se ilustran en la Fig.4.10.

Analizando las Figs.4.7 a 4.10, se puede concluir que el retardo producido en la cinética de la recrystalización a una temperatura dada es fuertemente dependiente tal como se previó anteriormente, de Z y $\dot{\epsilon}$ y en algún grado del tenor de microaleante en el acero. Salvando diferencias, v.gr. curvatura en la Fig.4.8, se puede tener una idea más o menos completa de la evolución estructural, después de aplicar una única deformación, durante el mantenimiento isotérmico posterior.

4.6 Interacción entre la Precipitación y la Recrystalización

El retardo de la cinética de recrystalización producido por el Nb y V se ha ce notorio a temperaturas inferiores a los 950°C, temperaturas en las que con composiciones normales, existe marcada sobresaturación de estos elementos. Es por tanto esperable que exista alguna interacción entre estos fenómenos. Cordeau y Hook⁽²⁶⁾ sugieren dos mecanismos posibles por los cuales el Nb y V retardan la recrystalización de austenita:

- a) El Nb y V en solución sólida retardan la recrystalización disminuyendo la velocidad de migración del borde de grano. Operaría el mecanismo de arrastre de soluto estudiado por Lucke y Stuwe⁽²⁹⁾. La precipitación al sacar soluto de solución sólida tendría el efecto indirecto de acelerar la recrystalización.
- b) Después de la deformación los carburos de Nb y V, precipitan en los bordes de sub-grano y retardan el mecanismo de recrystalización por coalescencia y crecimiento del sub-grano. Hay evidencias de que la deformación promueve la precipitación en austenita y que la precipitación ocurre en los límites de sub-grano y otros defectos producidos por la deformación.

Superponiendo los resultados de Rossard et al.⁽¹⁹⁾ sobre recrystalización y precipitación, Fig.4.11, se observa que por debajo de los 900°C la cinética de precipitación se adelanta grandemente y se superpone a la de recrystalización precisamente en la zona donde ésta se presenta acelerada. Esto lleva al autor a con-

cluir que el efecto retardador es producido por el Nb en solución sólida. La precipitación acelerada por la deformación disminuye la cantidad de soluto disponible para el frenaje de la recristalización.

De todos modos, mientras se devela completamente la naturaleza del proceso, sus características fenomenológicas están siendo explotadas con éxito industrialmente. Logicamente, su mejor comprensión podrá conducir al diseño de aleaciones y programas de laminación que optimicen las propiedades obtenibles.

4.7 Restauración durante la Laminación

Los métodos de determinación de la restauración considerados anteriormente, aplican la deformación de un modo único y continuo. En un proceso normal de laminación la deformación se aplica en varios pasos mientras el acero disipa continuamente calor al medioambiente y se genera calor en cada deformación; dependiendo del balance de éstos factores y de la velocidad y características del proceso de laminación, tendremos una curva de enfriamiento continuo como en el caso de chapa o la posibilidad de un recalentamiento al final de la laminación en el caso de redondos. En la Fig.4.12⁽²²⁾ se ilustra un proceso típico de laminación en varios pasos y la variación de temperatura a través de ellos.

Las consideraciones anteriores indican que los datos existentes en la literatura sólo se pueden usar como una aproximación semicuantitativa a lo que sucede en laminación. Se complica aún más la cuestión si consideramos los gradientes de temperatura en el producto laminado y la relativa incertidumbre de las mediciones de temperatura. Sin embargo es posible predecir de una manera aceptable las evoluciones estructurales como lo veremos más adelante.

Para cada pasada individual la deformación logarítmica está expresada para laminado de redondos por

$$\epsilon = \ln \left(\frac{100}{100-R} \right) \quad (4.3)$$

y para laminado de chapa donde se puede suponer deformación plana por

$$\epsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{100}{100-R} \right) \quad (4.4)$$

R es el porcentaje de reducción en la pasada. Las deformaciones logarítmicas normales varían de 0,15 a 0,7.

La velocidad media de deformación puede ser calculada por

$$\frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon} = v \left[\frac{2}{D (h_0 - h_f)} \right]^{1/2} \epsilon \quad (4.5)$$

donde V es la velocidad periférica de los rodillos, D es el diámetro de rodillo, y h_0 y h_f son los espesores inicial y final de la chapa. Los valores normales de $\frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon}$ van de 2 a 200 seg^{-1} y son utilizados normalmente para calcular cargas y torques de laminación partiendo de la información disponible en la literatura.

En la laminación en caliente, la deformación en una pasada individual puede exceder la deformación crítica para recrystalización dinámica durante las primeras etapas de laminación cuando la temperatura es elevada y la velocidad de deformación relativamente baja; pero a estas temperaturas debe esperarse recrystalización estática completa en el intervalo de tiempo entre pasadas. De este modo, la estructura del material al ingresar en las pasadas sucesivas se establecerá nuevamente por el proceso de recrystalización estática. En las etapas finales de acabado no se alcanza la deformación crítica en una sola pasada, de modo que la recrystalización dinámica sólo podrá ocurrir si las deformaciones en varios pasos son aditivas, es decir, sin recrystalización intermedia. Es razonable concluir que la recrystalización dinámica sólo juega un papel menor en la laminación en caliente.

Cuánto y cómo influye la recrystalización estática sobre la estructura final depende de que el tiempo necesario para completar la recrystalización estática sea más corto o más largo que el tiempo entre pasadas o entre la última pasada y la transformación.

El acero dulce, laminado en un tren de planchuela con intervalos entre pasadas del orden de 10 segundos, recrystalizará completamente a temperaturas superiores a los 900°C . El tamaño de grano austenítico, se refinará progresivamente si las deformaciones son más o menos uniformes pues a medida que disminuye la temperatura habrá menos tiempo y menos velocidad para el crecimiento de grano. O sea, cuando la planchuela se termina cerca de los 900°C el grano ferrítico, que refleja el tamaño de grano austenítico previo a la transformación, será más fino que si se termina a mayor temperatura.

En el programa de laminación de chapa ilustrado en la Fig.4.13, vemos cómo los tiempos entre pasadas son notablemente menores, especialmente en las pasadas de terminación. La deformación en el paso 5 es 0,25 a una temperatura de 930°C ;

luego de una espera de 0,7 seg se entra al paso 6. La Fig.4.5 indica que sólo habrá ocurrido un 50% de recristalización antes de la última pasada.

La fracción recristalizada durante el enfriamiento puede ser estimada mediante el tiempo compensado por temperatura $W^{(22)}$ donde

$$W = t \exp - Q_R/RT \quad (4.6)$$

Q_R es la energía de activación para la recristalización (270 kJ/mol en acero dulce), R es la constante de los gases y T la temperatura absoluta. Cuando la temperatura está cambiando

$$W = \sum_0^t (\exp - Q_R/RT) \cdot \delta t \quad (4.7)$$

y el valor W puede ser convertido en un tiempo equivalente a cualquier temperatura usando la ec. (4.6).

Aplicando estas ecuaciones al caso de la Fig.4.13 y suponiendo que el enfriamiento de 900°C a 650°C es de 6 seg, obtenemos un tiempo compensado de 0,9 seg a 900°C. La deformación final de 0,13 producirá en este tiempo sólo una recristalización muy limitada; sin embargo, el material que no recristalizó antes de la última pasada experimentó una deformación aproximadamente igual a la suma de la suministrada en las dos pasadas y recristalizará en mayor proporción durante el enfriamiento. O sea, la interacción entre la recristalización estática antes de la última pasada con la producida después de esa pasada, puede generar una estructura mixta con regiones que han recristalizado en varios grados, que transformará a una estructura ferrítica también mixta.

La recristalización parcial es aún más probable en aceros con velocidades de recristalización menores tales como los aceros al Nb y V; con estos materiales la recristalización parcial tendrá lugar en etapas más tempranas de la laminación. Podemos definir como zona crítica de la laminación aquella en que los tiempos entre pasadas son comparables con los tiempos necesarios para completar la recristalización; un programa de laminación donde la velocidad de enfriamiento sea alta, v.gr. un tren de chapa, sólo tendrá pocas pasadas dentro de esta zona. La deformación posterior, ya que no hay recristalización, producirá granos alargados y aplastados; al incrementarse el alargamiento se aumenta la superficie del grano austenítico dando lugar a mayores sitios para la nucleación de ferrita. Para incrementar la superficie de los granos en 2 y 4 veces se requieren

deformaciones de 1,85 (80% R.A.) y 2,65 (90% R.A.), respectivamente. Se visualiza la importancia de una deformación final alta, seguida por un enfriamiento rápido hasta la temperatura de transformación.

4.8 Simulación de la Laminación

Un trabajo reciente⁽²³⁾ utilizando ensayos interrumpidos de torsión ha estudiado el efecto del tiempo entre pasadas en aceros al carbono y al Nb. En la Fig.4.13 se ilustra la evolución del torque al incrementar la deformación en 1/4 de vuelta ($\sim 30\%$ reducción eq.) sucesivas veces, con intervalos de 1 y 32 segundos. Con intervalos de 1 seg vemos cómo el acero al Nb parece acumular todas las deformaciones sin restauración intermedia; la curva resultante se asemeja a la obtenida aplicando la deformación continuamente (Fig.4.2). Con intervalos de 32 seg este acero acumula cuatro deformaciones antes de producirse una restauración notable (recristalización estática). El acero al carbono, con intervalos de 32 segundos exhibe una restauración total y con 1 seg. la restauración es parcial aunque creciente.

4.9 Sumario

Hemos estudiado cómo las diferentes variables del proceso de deformación en caliente controlan el período de incubación y la cinética de recristalización. Los microaleantes retardan de manera importante estos dos fenómenos sobre todo a temperaturas bajas en el rango de deformación en caliente y limitan el crecimiento de grano una vez concluida la recristalización.

Existen varios tipos de ensayo de deformación en caliente que permiten evaluar el comportamiento estructural de los aceros simulando inclusive las pasadas múltiples de un proceso de laminación.

En la laminación en caliente la deformación se aplica en varios pasos y la secuencia de temperaturas y deformaciones, tiempos entre pasadas y velocidad de enfriamiento tienen influencia decisiva para determinar la estructura austenítica previa a la transformación; se puede lograr con un diseño adecuado del proceso un grano austenítico fino y fuertemente deformado que transformará a una estructura ferrítica refinada. Ciertas condiciones de deformación pueden generar estructuras mixtas con perjuicio de las propiedades mecánicas.

CAPITULO V

METODOS DE FABRICACION DE ACEROS MICROALEADOS

5.1 Introducción

El objetivo final en la fabricación de un acero estructural es obtener un esfuerzo de fluencia alto junto a una baja temperatura de transición, buena soldabilidad, y formabilidad adecuada en el caso de que el acero deba ser conformado para servir como miembro estructural.

Los elementos de aleación y los parámetros estructurales deben producir el máximo incremento de la resistencia con la mínima disminución de la temperatura de transición. Hemos visto en los capítulos anteriores en qué medida los factores composicionales y estructurales afectan estas propiedades y la posibilidad de controlar la microestructura final obtenida, controlando diferentes variables del proceso de fabricación.

Existen múltiples métodos de fabricación de aceros microaleados; la selección del método más adecuado dependerá de la disponibilidad de equipo en cada planta y de la combinación específica de propiedades requerida. Mediante el normmalizado se puede lograr un refinamiento de grano muy importante con limitado en endurecimiento por precipitación, factores que conducen a obtener temperaturas de transición bastante bajas. Se pueden obtener propiedades adecuadas en estado laminado mediante un control cuidadoso de las diferentes variables de la laminación; estas técnicas, que serán estudiadas más adelante, reciben nombres como laminación controlada, programada, continua, etc., y permiten en general producir estructuras refinadas junto a endurecimiento por precipitación. Existen además procesos que involucran deformación de la ferrita en la región de laminado en tibio incorporando otros mecanismos de endurecimiento como subestructura, endurecimiento por dislocaciones y textura con efectos diversos en las propiedades de impacto. Estudiaremos en este capítulo algunos métodos de fabricación de aceros microaleados de estructura ferrítico-perlítica y el uso que cada uno de ellos hace de los fenómenos metalúrgicos que ocurren durante el proceso para optimizar las propiedades mecánicas.

5.2. Normalizado

Se denomina normalizado al calentamiento de un acero ligeramente por encima de A_{c3} , seguido por enfriamiento al aire. Durante la austenitización, los carburos de Nb, V, Ti o Al anclan los bordes de grano de la austenita inhibiendo su crecimiento; la estructura austenítica formada es muy fina y transformará a una estructura ferrítica refinada. El Al y el V son los refinadores más efectivos seguidos por el Nb y finalmente por el Ti.⁽¹⁾ El aluminio produce un beneficio adicional en las propiedades de impacto al remover el nitrógeno libre, N_f , pero implica el uso de aceros calmados; no produce endurecimiento por precipitación.

El Nb se puede usar como refinador de grano en aceros balanceados. En condiciones de normalizado el Nb no produce endurecimiento por precipitación pues tiene muy baja solubilidad a las temperaturas normales de austenitización. Elevando la temperatura entrará más Nb en solución pero la estructura final será gruesa con malas propiedades de impacto.

El V en forma de carburo o nitruro puede ser usado para producir refinamiento de grano junto con endurecimiento por precipitación. Contenidos elevados de nitrógeno incrementan la acción refinadora y pueden conducir a una resistencia elevada con buen comportamiento al impacto. Como la fracción de V utilizada para refinar el grano austenítico disminuye la fracción disponible para precipitar en ferrita, se pueden utilizar adiciones combinadas de Al + V + N donde el Al refina el grano y el vanadio como carburo produce endurecimiento por precipitación.

El contenido de carbono debe ser bajo dependiendo de la razón $\sigma_f/\sigma_{m\acute{a}x}$ requerida; el uso de bajo carbono permite incrementar el contenido de manganeso el cual disminuye marcadamente la temperatura de transformación refinando adicionalmente el tamaño de grano ferrítico; el contenido máximo admisible de manganeso está limitado por la aparición de ferrita acicular o bainita.

Con aceros microaleados normalizados se han conseguido esfuerzos de fluencia de 45-52 kg/mm² con temperaturas de transición de hasta -80°C.

5.3 Laminado Controlado

El efecto del Nb como retardador de la recrystalización ha dado origen a una serie de técnicas que involucran deformaciones más o menos grandes en el rango inferior de la laminación en caliente, v.gr. 950-800°C. Estas técnicas requieren un control cuidadoso de la temperatura final de laminación y se conocen con el nom

bre de laminado controlado. Aplicando una parte importante de la deformación a estas temperaturas y dependiendo de la velocidad de enfriamiento y de la secuencia temperatura-deformación se podrá tener al final de la laminación una estructura austenítica fina equiaxial o una estructura de granos austeníticos fuertemente deformados que en ambos casos dará lugar a una estructura ferrítica refinada. El Nb que aún permanece en solución podrá dar lugar a un incremento adicional de la resistencia al precipitar durante el enfriamiento. El uso de temperaturas de final de la laminación bajas hace necesario en general la introducción de una etapa de espera en alguna parte del proceso y que tendrá implicaciones importantes en la estructura final producida.

Para obtener una estructura ferrítica fina es muy importante lograr al final de la deformación una estructura austenítica fina. Un grano de austenita grueso insuficientemente deformado aumenta la templabilidad del acero dando lugar a estructuras aciculares o bainita si la velocidad de enfriamiento es alta; por el contrario, una austenita muy fina permite usar contenidos más elevados de Mn manteniendo estructuras ferrítico-perlíticas después de la transformación. A grandes rasgos, podemos estudiar las diferentes etapas del laminado controlado así:

a) Recalentamiento: el retardo máximo de la recrystalización se produce cuando todo el microaleante está en solución antes de iniciar la deformación. O sea, el recalentamiento debe efectuarse a temperaturas que produzcan solubilización total; los tiempos usados industrialmente son suficientes para obtener dilución completa de los carburos. Las temperaturas de recalentamiento con contenidos normales de microaleante varían entre 1.150 y 1.300°C. aproximadamente, y la estructura austenítica resultante será gruesa y con posible crecimiento anormal del grano.

Existe la alternativa de usar temperaturas de recalentamiento más bajas donde los carburos no solubilizados mantienen una estructura austenítica fina, a expensas del efecto retardador de la recrystalización y del endurecimiento por precipitación producidos sólo por el microaleante puesto en solución; esto puede ser compensado con el uso de tenores de Nb más altos como se verá en el numeral sobre laminado programado.

b) Laminación de desbaste: se pueden aplicar fuertes deformaciones aprovechando la baja resistencia del acero; en general hay recrystalización completa entre pasadas y puede inducirse alguna precipitación en austenita que ayuda a controlar el crecimiento de grano. A deformaciones y tiempos entre pasadas simi

lares se irá refinando el grano austenítico a medida que progresa la laminación; la recrystalización a medida que disminuye la temperatura es más lenta disminuyendo el tiempo disponible para el crecimiento del grano; la velocidad de crecimiento del grano que es fuertemente dependiente de la temperatura, también será menor.

c) Tiempo de espera: la etapa de desbaste termina en general a alta temperatura y debe introducirse un período de espera que permita iniciar la etapa de terminación a una temperatura suficientemente baja; dependiendo de la duración de la espera y del rango de temperaturas en que se aplica sucederá recrystalización parcial, total o eventualmente crecimiento de grano. Una recrystalización parcial podrá conducir, si la cantidad de deformación posterior es baja, a una estructura austenítica mixta que transformará a una estructura ferrítica también mixta con perjuicio de las propiedades mecánicas. El tiempo disponible para el crecimiento del grano deberá ser corto para mantener una estructura uniforme y evitar el crecimiento anormal de grano.

El tiempo de espera puede traer aparejada una disminución en la productividad del tren de laminación al requerirse mayor tiempo para el procesado del acero; para compensar este inconveniente se han ideado varios sistemas que involucren el manejo simultáneo de varias palanquillas o el aprovechamiento del tiempo de espera para laminar otro producto de acero común. Una revisión de diferentes métodos para elevar la productividad del tren ha sido presentada en la ref. (5). La espera puede ser minimizada y aún eliminada utilizando enfriamiento forzado en las primeras etapas de laminación; con este fin se pueden usar rociadores de agua cuyo funcionamiento puede controlarse con pirómetros automáticos; el máximo enfriamiento está limitado por la conductividad del acero; se debe evitar el enfriamiento excesivo de la superficie del material que inducirá la transformación y la precipitación del microaleante; la transformación puede ser revertida pero dicha zona quedará sin suficiente Nb en solución a los efectos del laminado posterior.

La colocación óptima de la etapa de espera desde el punto de vista estructural estaría a la salida del horno antes de la primera deformación; los tiempos necesarios para el inicio de la precipitación son bastante más largos que la espera manteniéndose todo el microaleante en solución. El inconveniente radica en las mayores cargas exigidas a los trenes de laminación durante el desbaste a menor temperatura.

d) Laminación final: se aplica en general a temperaturas inferiores a los 950°C donde para espesores relativamente finos de alta velocidad de enfriamiento no se produce recristalización entre pasos y la deformación final de la austenita es igual a la suma de las deformaciones de las diferentes pasadas. Se produce una estructura de granos austeníticos alargados con alta relación superficie/volumen que genera gran nucleación de granos ferríticos; estos también pueden nuclear en las bandas de deformación y en partículas de segunda fase. La deformación final requerida para lograr un efecto refinador importante es alta, normalmente entre el 50 y el 70%.

A menor temperatura de final de laminación el refinamiento es mayor pero debe evitarse terminar en la zona $\alpha + \gamma$ pues la ferrita deformada no se recupera totalmente en perjuicio de las propiedades de impacto⁽¹⁾.

e) Enfriamiento: aplicada la reducción final el producto laminado se enfría continuamente hasta la temperatura ambiente; un enfriamiento rápido evita la posibilidad de tener una estructura parcialmente recristalizada al comienzo de la transformación que también puede generar una estructura de ferrita mixta; una alta velocidad de enfriamiento disminuye la temperatura de transformación con un efecto refinador adicional. Tenemos pues desde el punto de vista del tamaño de grano, que aplicar la más alta velocidad de enfriamiento compatible con la no formación de estructuras aciculares o bainita.

Desde el punto de vista de la precipitación hay una velocidad de enfriamiento que optimiza el endurecimiento; si el enfriamiento es más lento hay sobreendurecimiento de los precipitados y si es muy rápido puede llegarse a inhibir totalmente la precipitación; este último efecto se aplica en ciertos tipos de acero soldable donde el Nb se utiliza para limitar el crecimiento de grano en la zona afectada por el calor. En el caso de chapa laminada en un tren continuo es importante seleccionar adecuadamente la temperatura de bobinado para evitar el crecimiento de grano ferrítico y producir el máximo endurecimiento por precipitación.

El enfriamiento puede ser acelerado mediante rociadores de agua, debiéndose evitar también el templado de la superficie. Se ha encontrado que el enfriamiento es más efectivo con chorros de agua en flujo laminar que pueden penetrar la capa de vapor de agua formada alrededor del material⁽⁵⁾.

Las consideraciones acerca del contenido de C y Mn en los aceros para laminado controlado son las mismas que para el normalizado. Los contenidos normales

de Nb varían entre 0,02 y 0,06% no habiendo un estudio sistemático del efecto del tenor de Nb sobre la cinética de recristalización. El V tiene menor efecto como retardador de la cinética de la recristalización pero los precipitados son fuertes limitadores del crecimiento de grano; para obtener efectos similares al Nb se usan contenidos del V del orden del 0,1% que puede acompañarse de un contenido de N de 100 a 200 p.p.m.

Una compilación del efecto de las diferentes variables sobre el esfuerzo de fluencia puede observarse en la Fig.5.1⁽¹⁶⁾. Un esquema de la combinación de propiedades obtenible mediante el laminado controlado se presenta en la Fig.5.2⁽³²⁾.

5.4 Laminado Programado

En los últimos años se ha descubierto que para obtener grano ferrítico fino en estado laminado no es necesario tener un grano austenítico deformado antes de la transformación⁽³⁰⁾. Usando partículas precipitadas alrededor de 200 Å se puede retardar el crecimiento del grano austenítico; la magnitud del retardo dependerá de los contenidos de microaleante y Mn del acero y es independiente del modo como dichas partículas se introducen en la matriz.

Usando temperaturas bajas de recalentamiento para producir carburos no disueltos, Cordeau⁽³³⁾ reporta la producción de aceros de grano fino con contenidos de Nb de 0,04%. El tamaño de grano es muy uniforme y depende como en el laminado controlado de la temperatura final de laminación y de las velocidades de enfriamiento.

Gray⁽³⁰⁾ reporta la producción de aceros de grano fino en condiciones normales de laminación en caliente. Usando contenidos de Nb altos (0,06 a 0,12%) y manteniendo temperaturas altas de recalentamiento, es posible mediante fuertes deformaciones a alta temperatura (1000-1120°C) inducir la precipitación de carbonitruros de Nb de tamaño similar a los obtenidos cuando se reduce la temperatura de recalentamiento. Propone el nombre genérico de "laminado programado" para denominar todos los procesos que incluyen control en una o varias etapas de la laminación sin que impliquen necesariamente la existencia de tiempos de espera o temperatura final de laminación baja.

5.5 Laminación en Tibio

Es un hecho conocido que si la deformación en caliente se termina en la región ($\alpha + \gamma$) se produce una disminución en la tenacidad al impacto debido a factores como el trabajo en frío residual de los granos ferríticos deformados. En general se han evitado temperaturas de final de laminación por debajo de A_{r3} aunque se producen importantes incrementos de la resistencia.

Recientemente⁽³¹⁾ se ha reportado, cómo el efecto adverso producido al trabajar el metal por debajo de A_{r3} puede ser revertido aplicando una técnica denominada "laminado continuo". Esta nueva técnica es un tratamiento termomecánico continuo que incluye deformaciones en la región austenítica, en la región ($\alpha + \gamma$) y en la región (ferrita + perlita). Se produce un elevado esfuerzo de fluencia y una tenacidad al impacto superior a la obtenida con el laminado controlado. En la Fig.5.3 se ilustran esquemáticamente los diferentes procesos de laminación y en la Fig.5.4 el efecto de cada uno de ellos sobre el esfuerzo de fluencia y la temperatura de transición en función de la temperatura final de laminación.

Se aducen como responsables del alto esfuerzo de fluencia el tamaño fino de ferrita, el desarrollo de una sub-estructura cuyo tamaño de celda es menor al disminuir la temperatura y una alta densidad de dislocaciones dentro de dichas celdas. Estos factores no explican adecuadamente la alta tenacidad al impacto obtenida, pues el efecto del tamaño de celda es relativamente despreciable comparado con el efecto del tamaño de grano ferrítico. Se propone que la textura cristalográfica desarrollada durante el laminado continuo es la responsable del mejoramiento de la tenacidad al impacto. La textura formada es de orientación cubo en la esquina, $\{111\} \langle 110 \rangle$, y su intensidad aumenta al disminuir la temperatura de finalización o al incrementar la deformación en la región de ferrita. En la Fig.5.5 se puede observar la relación entre la temperatura de transición y un parámetro de textura que es una medida de la intensidad de la misma. Se encuentra además que si el acero se termina ya no en laminado continuo sino sólo en la región α , los niveles de resistencia obtenidos son similares, pero la temperatura de transición sube dramáticamente debido, posiblemente, a una intensidad de textura sensiblemente menor y características diferentes de la sub-estructura.

Un análisis detallado de los factores estructurales que controlan la resistencia de un acero laminado controladamente con temperaturas de final de laminación entre 600 y 800°C ha sido presentado por Little et al.⁽³⁴⁾. Sus resultados ilustrados en la Fig.5.6 indican que $\sigma_{disl} \approx 0$ para aceros terminados arriba

de 800°C y tiene valores crecientes a medida que disminuye t_{FL} ; la anisotropía de las propiedades mecánicas se atribuye al desarrollo de textura cuando se deforma por debajo de 750°C.

5.6 Sumario

Se han revisado algunas de las técnicas más comunes en la producción de aceros microaleados.

El normalizado puede producir buen refinamiento de grano unido a una muy baja temperatura de transición. El laminado controlado puede producir grano aún más refinado unido a endurecimiento por precipitación e implica un procesamiento del acero con características no tradicionales como control cuidadoso de la temperatura y deformaciones relativamente altas en la parte inferior de la región δ .

。 Algunas técnicas de laminado programado parecen superar los inconvenientes del laminado controlado aunque utilizando contenidos mayores de microaleantes y elevando por tanto los costos de fabricación. El laminado en tibio, con un control riguroso de la secuencia temperatura-tiempo-deformación puede conducir a una excelente combinación de propiedades; su aplicación industrial aparece un poco complicada y dependerá del desarrollo de nuevos equipos.

CAPITULO VI

FUNDICION DE ACEROS EN HORNO DE INDUCCION CON CAMPANA DE VACIO

6.1 Introducción

Para producir los aceros necesarios para la ejecución del presente trabajo de Tesis, se dispuso usar un horno de inducción con campana de vacío que trabaja a una frecuencia de 10.000cps y usa como suceptor de la inducción un crisol de grafito de alta pureza. Con este tipo de horno es posible controlar el contenido de gases resultante en el acero, efectuar desoxidación por desgasificado en vacío y obtener gran rendimiento en el agregado de aleaciones.

En 6.2 y en 6.3 se estudian las interacciones que ocurren durante la fusión de aceros en hornos de inducción entre la atmósfera, el baño fundido y el refractario y su influencia sobre la composición del producto fundido. Seguidamente se presentan las técnicas utilizadas para la fabricación de los aceros.

6.2 Equilibrio Termodinámico entre la Atmósfera y el baño

El equilibrio entre la concentración de un gas disuelto en un metal y la presión del gas en estado molecular sobre él, está expresada por la ley de Sievert; para un baño conteniendo oxígeno tenemos⁽³⁶⁾

$$\underline{O} \rightleftharpoons \frac{1}{2} O_2 \quad (6.1) \quad K = \frac{\sqrt{PO_2}}{a_O} \quad (6.2)$$

Para lograr un contenido de oxígeno de 100 ppm en un baño de hierro fundido a 1.600°C se requiere una presión de O₂ cercana a 10⁻⁸ mm de Hg, valor impracticable en plantas industriales y aún de laboratorio. En el caso de aceros es mucho más importante la desoxidación producida por elementos como el C, Si, Mn, Al, etc., mediante la reducción del óxido de hierro.

a) Reducción con el carbono: La reacción producida es:



$$K = \frac{P_{CO}}{[\%C][\%O]} \quad (6.4)$$

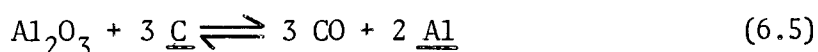
Se observa que la concentración de oxígeno disminuye, para una temperatura dada, con la disminución de la presión de CO. La Fig.6.1 ilustra la acción desoxidante del carbono para varias presiones de CO, comparada con la acción de otros elementos desoxidantes. En la práctica, el equilibrio termodinámico ilustrado en las ecs. (6.3) y (6.4) no puede ser alcanzado pues las velocidades de reacción son lentas obedeciendo a un proceso de nucleación de burbujas y de transporte dentro del metal; sin embargo, en los procesos de desgasado industriales, se logran contenidos de oxígeno suficientemente bajos siendo además de la baja presión de CO, factores importantes una buena agitación del baño y una alta relación área expuesta/volumen del metal fundido.

b) Reducción con otros agentes desoxidantes: la eliminación de oxígeno con agentes metálicos que forman óxidos estables de baja solubilidad es más rápida y efectiva que la desoxidación con carbono, pero tiene el inconveniente de generar inclusiones no metálicas en el acero. Un procedimiento usual es minimizar estas adiciones mediante un desgasificado en vacío previo.

En el caso del nitrógeno, la reacción $N_2 \rightleftharpoons N$ es mucho más favorable que en el caso del oxígeno. Esto permite, dentro de los propósitos del presente trabajo controlar el contenido de nitrógeno dentro del metal líquido, controlando la fase gaseosa en contacto sobre él. La Fig.6.2 ilustra el efecto de varios elementos de aleación sobre la solubilidad del nitrógeno en acero líquido a una presión de una atmósfera y a 1600°C.

6.3 Equilibrio Termodinámico entre el Crisol y el Metal Fundido

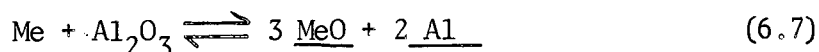
El óxido refractario del crisol es reducido por el carbono contenido en el acero o en ausencia de carbono por el metal mismo. En el caso de un crisol de alúmina conteniendo un baño de acero se produce la reacción^{(35) (36)}



con una constante de equilibrio

$$K = \frac{P_{CO}^3 [\% Al]^2}{[\% C]^3} \quad (6.6)$$

A menores presiones de CO mayor cantidad de aluminio penetrará al baño. El efecto desgasificador tiene un límite cuando se ha consumido el carbono del baño teniendo lugar la reacción:



$$K = [\%O]^3 [\%Al]^2 \quad (6.8)$$

En un proceso de desgasificación la reacción (6.3) es determinante y en la práctica industrial se llega a contenidos de oxígeno suficientemente bajos sin que penetren demasiadas impurezas al metal. Es necesario para la eficacia del proceso alta pureza en el refractario pues contenidos de óxido de hierro $> 0,5\%$ pueden impedir un desgasificado eficaz.

6.4 Equipo y Material Utilizados

a) El horno de inducción: Se utilizó un horno de inducción (Fig.6.3) de frecuencia media (10.000 cps) que usa como suceptor de la inducción un crisol de grafito puro. La potencia máxima nominal es de 50 kW aunque en las fusiones efectuadas no fue posible superar los 30 kW con los cuales se llegó al voltaje máximo permitido del generador. Para control del coseno ϕ posee el horno conjuntos de condensadores en serie y en paralelo. El sistema de refrigeración opera sobre la bobina, cuerpo del horno, bombas de vacío y tiene un circuito adicional de emergencia en caso de fallar el principal.

El sistema de vacío consta de bomba mecánica, bomba Roots y difusora y la presión obtenible es del orden de 10^{-4} mm de Hg. Para el presente trabajo se utilizó sólo la bomba mecánica cuya capacidad de bombeo es de 1.800 litros por minuto y con la cual se alcanzó un vacío de 10^{-1} Torr.

b) El crisol: El horno descrito en a) utiliza un crisol grafito puro. Para poder fundir acero dentro de este crisol fue necesario construir un segundo crisol o revestimiento refractario⁽³⁷⁾ que separe físicamente el acero del grafito para evitar una fuerte reacción entre los dos (Fig.6.4). El refractario utilizado está sometido a un conjunto de exigencias como son:

- Buen comportamiento bajo vacío.

- Alto punto de fusión: el baño puede alcanzar temperaturas de 1.700°C .
- Buenas propiedades mecánicas.
- Bajo coeficiente de dilatación térmica: en la Fig.6.5 se ilustra el coeficiente de dilatación térmica de varios materiales refractarios. Se observa que el grafito tiene el coeficiente más bajo por tanto el revestimiento va a inducir tracción en el grafito y compresión sobre el mismo al calentarse.
- Alta conductividad térmica: como el calor se genera en el grafito, el revestimiento debe ofrecer una resistencia térmica baja. En la Fig.6.6 se ilustra la conductividad térmica de algunos materiales refractarios en función de la temperatura.

Los materiales más usados en vacío son la magnesia y la alúmina exhibiendo ambos buen comportamiento bajo vacío y punto de fusión suficientemente alto. Se hicieron experiencias con refractarios a base de magnesia pero su alto coeficiente de dilatación térmica produjo siempre la fractura del crisol de grafito con su consiguiente inutilización. Se usó a continuación un refractario a base de alúmina en forma de hormigón⁽³⁸⁾; el agregado consistió en gránulos de alúmina electrofundida y como cemento se usó aluminato de calcio de alto contenido de alúmina. Para determinar la granulometría apropiada se usó la Curva de Fuller (Fig.6.7) que ilustra la distribución granulométrica óptima para obtener la máxima compactación y por tanto buena conductividad térmica. La granulometría utilizada en el agregado de alúmina electrofundida fue:

mallá 24	50%
mallá 120	30%
mallá 220	20%

La relación cemento a agregado fue 1 : 7,5 en peso. Aplicado el refractario, se dejó fraguar durante 24 horas y se sometió a secado y calentamiento paulatino hasta cerca de la temperatura de trabajo. Su comportamiento fue excelente.

c) La lingotera: Se construyó una lingotera de planchuela de acero de 10 mm de espesor. La sección del lingote escogida fue 62 mm x 62 mm. Para proteger la lingotera, se la recubrió en todos los casos con una pintura a base de alúmina en polvo ligada con silicato de sodio. Se han fundido aproximadamente 20 lingotes con excelentes resultados.

- c) La carga: se usó como carga, chatarra de chapa de acero para embutido profundo por su alta pureza y bajo contenido de carbono. Su composición es:

0,08% C

0,35% Mn

0,002 Si

0,04 S

Se colocó dentro del crisol en forma de recortes y en estado ligeramente oxidado. Los aleantes agregados como elementos puros se colocaron en una cuchara manejada mediante un pasante de vacío y se alimentaron cuando la carga había fundido. El rendimiento de la adición fue en general cercana al 100% excepto en el caso del carbono debido posiblemente al estado no uniforme de oxidación de la chapa. En este caso el rendimiento fue variable. La cuchara y parte de la lingotera pueden observarse en la Fig.6.3.

6.5 El Proceso de Fusión

Colocada la carga dentro del crisol y los aleantes en la cuchara, se cerró la puerta del horno y se hizo vacío hasta alcanzar 10^{-1} mm de Hg. Después de chequear el correcto funcionamiento del sistema de refrigeración se aplicó gradualmente potencia hasta llegar a 30 kW. Las mediciones de temperatura se hicieron con un pirómetro de radiación a través de una mirilla de cuarzo existente en la puerta del horno. Poco antes del inicio de la fusión se suministró una presión parcial de 250 mm de N₂, presión adecuada para obtener los contenidos de nitrógeno deseados en los aceros. En otros casos se usó argón.

Fundida la carga, se agregaron los elementos aleantes induciendo alguna agitación por movimientos del crisol; obtenido el sobrecalentamiento deseado ($\sim 100^{\circ}\text{C}$) se coló lentamente observándose en todos los casos efervescencia dentro de la lingotera. Colado el lingote debe esperarse el enfriamiento del crisol para proceder a la apertura del horno y desmontaje de la lingotera.

6.6. Resultados

Los lingotes obtenidos fueron de calidad efervescente, Fig.6.8, sin rechupe externo, de buena calidad superficial perfectamente laminables no obstante la porosidad interna. En la Tabla 6.1 se ilustra el tipo de carga utilizado y la composición obtenida en cuatro lingotes.

CAPITULO VII

LAMINACION CONTROLADA Y ENSAYOS MECANICOS

7.1 Laminación de Desbaste

Los lingotes obtenidos según la técnica del capítulo anterior fueron recalentados en un horno a gas natural y aire comprimido a 1.200°C durante una hora y se laminaron hasta espesores entre 21 mm y 10 mm, dimensiones de entrada para la etapa final de laminación controlada.

La laminadora utilizada se observa en la Fig.7.2; sus características son las siguientes:

Marca	: Krupp
Diámetro de rodillo	: 200 mm
Velocidad de los rodillos	: 45 R.P.M.
Potencia del motor	: 31,6 Kw
Sistema	: duo reversible

7.2 Medición de temperatura

La medición de temperatura se efectuó con un pirómetro de radiación infraroja marca IRCON, modelo 300 L el cual debió ser calibrado para el rango de temperaturas entre 600°C y 1.100°C. El pirómetro registra sólo un estrecho intervalo de longitudes de onda entre 2 y 2,6 μ y su lectura es proporcional a la energía irradiada por un cuerpo a esas longitudes de onda. Este factor permite desarrollar una expresión para la temperatura del cuerpo en función de la lectura del pirómetro por el siguiente método:

La energía irradiada por un cuerpo a una longitud de onda λ está expresada por⁽³⁹⁾:

$$W = \frac{c_1 \lambda^{-5}}{\exp (c_2 / \lambda T) - 1} \quad (7.1)$$

donde $c_1 = 3,74 \times 10^{-5}$ erg. cm²/seg, $c_2 = 1,4387$ cm°K y T es la temperatura absoluta. Para $\lambda = 2,3 \mu$ y temperaturas entre 600°C y 1.200°C tenemos que $\exp C_2 / \lambda T \gg 1$ y

$$W = \frac{c_1 \lambda^{-5}}{\exp(c_2/\lambda T)}$$

o sea,

$$\ln W = \frac{K_1}{T} + K_2$$

Como la lectura en mV del pirómetro es proporcional a la energía irradiada a la longitud de onda λ , tendremos la ecuación

$$\log mV = C_1 \left(\frac{1}{T}\right) + C_2$$

que representada sobre papel semilogarítmico es una línea recta. Se procedió a determinar parejas de puntos ($\log mV$, $1/T$) experimentalmente, para luego determinar C_1 y C_2 por el método de cuadrados mínimos. Se soldó una termocupla de cromel-alumel de alambres finos íntimamente ligada a la superficie de la planchuela; ésta se calentó en un horno a 1.150°C durante 1 hora y se colocó durante el enfriamiento en un lugar donde previamente había sido enfocado el pirómetro. Se hizo saltar la cascarilla en la zona enfocada al comienzo de la medición. Se registraron simultáneamente los milivoltajes de la termocupla y del pirómetro. De los registros obtenidos en dos experiencias diferentes para cada escala del pirómetro se sacaron las parejas ($\log mV$, $1/T$). El ajuste por mínimos cuadrados de un total de 16 puntos obtenidos en los dos ensayos produjo la ecuación para la escala G:

$$\log mV = -2,690 \left(\frac{10^3}{T}\right) + 3,006 \quad (7.2)$$

Análogamente, para la escala F se obtuvo:

$$\log mV = -2,720 \left(\frac{10^3}{T}\right) + 3,653 \quad (7.3)$$

En la Fig.7.1 se ilustran las rectas de calibración para las escalas F y G, que cubren temperaturas de 500°C a 1200°C . Se observa el excelente ajuste de las rectas.

7.3 Laminación Controlada

- a) Recalentamiento: Las temperaturas de solubilización del VN del acero 2 y del Nb (C,N) del acero 3 calculadas mediante las ecuaciones (3.1) y (3.2) son de 1.060°C y 1000°C respectivamente. Se escogió un tratamiento de recalentamiento de 1 hora a 1.150°C para producir solubilización total. Se usó para el recalentamiento un horno a barras de carburo de silicio al que se suministró una atmósfera de N_2 para disminuir la oxidación. Para determinar el tamaño de grano austenítico después del recalentamiento se templaron probetas de los diferentes aceros con una severidad de temple tal que se obtuviera delineamiento del borde de grano austenítico con ferrita.
- b) Laminación: En la Fig.7.2 se observa el pirómetro montado junto a la laminadora utilizada en este trabajo. El pirómetro fue enfocado previamente sobre la mesa de la laminadora en el sitio donde iban a ser colocadas las planchuelas. A éstas se les hizo saltar la cascarilla al comienzo de la medición y se colocaron encima de un polvo aislante para evitar un enfriamiento fuerte localizado causado por el contacto con la mesa. Se registró la caída de temperatura; una vez alcanzada la temperatura seleccionada para el comienzo de la laminación, t_{c1} , se dieron dos pasadas con igual reducción en cada una, se registró la temperatura de final de laminación, t_{f1} , y se continuó el registro del enfriamiento. En la Fig.7.3 (a) se muestra un registro típico de temperatura y en la Fig.7.3 (b) la curva de enfriamiento continuo correspondiente.

Las dimensiones iniciales de las probetas fueron seleccionadas de tal manera que para las diferentes deformaciones suministradas se tuviese una dimensión final constante de 7 mm para igualar las velocidades de enfriamiento. Hay una excepción en el caso de las probetas 1R, 2R y 3R (máxima deformación) en el cual la dimensión final fué de 5 mm. Las deformaciones totales aplicadas variaron entre $2 \times 50\%$ ($\epsilon = 1,62$) y $2 \times 16,5\%$ ($\epsilon = 0,40$) y las velocidades de deformación calculadas por la ec. (4.5) variaron entre 18 y $2,5 \text{ seg}^{-1}$. En la Tabla 8.1 se ilustran los datos de los diferentes ensayos de laminación efectuados con cada acero, la deformación aplicada, t_{c1} , t_{f1} y los datos de propiedades mecánicas obtenidas.

Para los ensayos de la Tabla 8.2, de los cuales se requería solamente datos metalográficos, para ahorrar material se trabajó con cilindros de 2,5 cm de diámetro y de una altura igual al espesor de chapa a la entrada de la laminadora, incluidos ajustadamente en una planchuela de acero común a la cual se le hizo pre-

viamente un agujero adecuado. Una vez efectuada la deformación se extrajo el cilindro deformado y se hicieron probetas de metalografía.

7.4 Ensayos Mecánicos

De cada planchuela laminada se hicieron dos probetas longitudinales de tracción de sección 4 mm x 4 mm, cinco probetas Charpy longitudinales según norma ASTM N° A 370-68 de 10 mm x 5 mm de sección (10 mm x 4 mm en las planchuelas 1R, 2R y 3R), y en algunas planchuelas se hicieron probetas Charpy transversales a la dirección de laminación para estudiar la direccionalidad de las propiedades de impacto. En el caso de las planchuelas laminadas cruzado se hicieron probetas longitudinales según el sentido de la última laminación y algunas transversales.

Las probetas de tracción se ensayaron en una máquina Instron con una velocidad de ensayo de 0,5 mm/min. Se midió el alargamiento mediante un extensómetro y su respectivo puente. Se registró la curva carga-alargamiento mediante un registrador X-Y.

Las probetas de impacto se ensayaron en un martillo Charpy en la escala de 120 lb-pié a varias temperaturas. Las temperaturas bajo cero se obtuvieron enfriando acetona con hielo seco, mezcla con la que es posible alcanzar -78°C.

7.5 Metalografía

La metalografía se hizo directamente sobre la cabeza de las probetas de tracción en el plano formado por la dirección de laminación y la normal a la superficie de la planchuela. La determinación del tamaño de grano ferrítico se hizo según el método descrito por Bucher et al.⁽⁴⁰⁾ contando un mínimo de 500 granos para asegurar un error máximo de $\pm 6\%$.

Se hicieron varios ensayos para templar repentinamente la estructura austenítica deformada pero una elevada nucleación de ferrita oscureció el resultado.

CAPITULO VIII

RESULTADOS Y DISCUSION

8.1 Determinación del Tamaño de Grano Austenítico

En la Fig.8.1 se ilustran las microestructuras obtenidas mediante el temple de probetas de los tres aceros después de un tratamiento de solubilización de 1 hora a 1.150°C. Los tamaños de grano se determinaron con los patrones ASTM, con los siguientes resultados:

Acero	Tamaño de grano ASTM
1	3
2	4
3	4

El acero 1 no contiene elementos refinadores de grano y exhibe un tamaño de grano austenítico mayor que el de los aceros microaleados. Como a la temperatura seleccionada de recalentamiento se espera solubilidad total de los microaleantes, la diferencia de tamaño austenítico puede ser atribuida a la cinética de disolución de los precipitados en los aceros 2 y 3 que ha disminuido el tiempo disponible para el crecimiento de grano. En el acero 1 se observa el crecimiento anormal de algunos granos.

8.2 Comportamiento Estructural durante la Laminación

En la Tabla 8.1 se ilustran entre otros datos, las temperaturas de comienzo, t_{c1} , y final de la laminación, t_{f1} . El proceso de laminación se efectuó en general entre los 950°C y 850°C con una duración de 12 a 16 seg., (Fig.7.3), correspondiendo el tiempo mayor a los ensayos con mayores deformaciones. La primera pasada se suministró aproximadamente 1,5 seg. después que el pirómetro ha indicado 950°C y la segunda pasada 1,5 seg. antes de colocar la planchuela nuevamente bajo el pirómetro. Se puede suponer una temperatura promedio de 940°C y 860°C en cada pasada y un tiempo entre pasadas de 13 seg. para determinar si hay o no recristalización entre pasadas para cada acero.

Aplicando las ecs.(4.6) y (4.7) podemos determinar el tiempo equivalente a

940°C del enfriamiento entre pasadas. Dividiendo el enfriamiento en intervalos y aplicando la ec.(4.7) tenemos:

tiempo	temp.(°C)	W
3	930	$7,5 \times 10^{-12}$
2	910	$3,2 \times 10^{-12}$
4	890	$4,0 \times 10^{-12}$
3	870	$1,9 \times 10^{-12}$
1	860	$0,5 \times 10^{-12}$

donde $\sum W = 17,1 \times 10^{-12}$; aplicando (4.6) obtenemos un tiempo equivalente a 940°C de 5,8 seg.

El tiempo típico de enfriamiento de 860°C a 800°C, temperatura estimada de transformación es de 18 seg. Aplicando un procedimiento similar obtenemos un tiempo equivalente de 10 seg. a 860°C.

De la Fig.4.5 podemos concluir que el acero base recrystaliza completamente después de la primera pasada. Después de la segunda pasada habrá recrystalización total para deformaciones algo mayores que 0,3. Para las planchuelas deformadas débilmente existe la posibilidad de tener una estructura parcialmente recrystalizada al comienzo de la transformación. De las curvas de Rossard et al, Fig.4.9, se observa recrystalización prácticamente total, después de 10 seg. a 860°C para una deformación de $\sim 50\%$. Las estructuras obtenidas con las diferentes deformaciones se ilustran en la Fig.8.2.

Más complejo es el análisis con los aceros 2 y 3 considerando los efectos que la composición y la cantidad de deformación aplicada tienen sobre la cinética de recrystalización. Analizaremos primero qué sucede después de la segunda pasada suponiendo a la entrada una estructura completamente recrystalizada. Las cinéticas de la Fig.4.7 obtenidas con tenor de Nb similar al del acero 3 y contenido de V inferior al de los aceros 2 y 3 indican que una pasada a 860°C seguida de un tiempo de espera de 10 seg. no produce recrystalización. La curva de Rossard, Fig.4.9(b), indica que para un acero al Nb la recrystalización podría comenzar a los 3 seg.; sin embargo este punto fué obtenido con una deformación de $\sim 70\%$, bastante mayor que la máxima deformación aplicada en este trabajo (50%). La cinética de la Fig.4.8 no es explícita en el caso de los aceros al V, y para aceros al Nb indica que después de una pasada del 50% R.A. a 860°C, no hay recrystalización para el tiempo equivalente calculado de enfriamiento. Conclusión similar puede extraerse de la Fig.4.10. Es razonable concluir que los

aceros 2 y 3 no recrystalizan después de la segunda pasada a 860°C para un tiempo equivalente de enfriamiento de 10 seg. si se supone una estructura completamente recrystalizada previa a la deformación.

Después de la primera pasada, a 940°C, las Figuras 4.8 y 4.9 indican la posibilidad de recrystalización parcial para el tiempo equivalente entre pasadas; la magnitud de la fracción recrystalizada dependerá de la cantidad de deformación aplicada. Esta pasada cae dentro de la llamada zona crítica del programa de laminación.

En realidad, el material al entrar a la segunda pasada puede tener una estructura parcialmente recrystalizada en cantidades variables dependiendo de la cantidad de deformación. En la Fig.8.3 se ilustran las microestructuras obtenidas con el acero 3, las que son básicamente similares a las obtenidas con el acero 2. De acuerdo a las consideraciones del Capítulo IV, las microestructuras podrán ser de grano mixto; observando las micrografías puede concluirse que efectivamente existen zonas de grano más fino adyacentes a zonas de estructura más gruesa tal como se puede observar comparando las partes inferior y superior de la micrografía 8.3(c); sin embargo, no hay en estos casos un cambio tan brusco como el sugerido por diversos autores debido posiblemente al corto tiempo entre pasadas y se puede esperar que la baja inhomogeneidad no se manifieste desfavorablemente en las propiedades mecánicas.

En la Fig.8.4 se ilustra la evolución del tamaño de grano ferrítico con la cantidad de deformación aplicada. Se observa una pequeña refinación en el acero base; como en este caso existe recrystalización completa después de las dos pasadas, el refinamiento es atribuible a una mayor cantidad de núcleos de granos recrystalizados generados a mayor deformación y mayor velocidad de deformación; deformaciones superiores al 60% no producen efecto refinador adicional importante. Los dos aceros microaleados tienen comportamiento similar entre sí indicando que un 0,01% de Nb no varía esencialmente el comportamiento de un acero con 0,1% de V, lo cual sería esperable de una extrapolación de la Fig.4.7 para mayores contenidos de V. En este caso la deformación aplicada es fundamental en el refinamiento de grano; una deformación del 75% disminuye el tamaño de grano ferrítico a la mitad del obtenido deformando el 30%. Con la deformación menor (2 x 16,5%) el tamaño de grano es similar al obtenido al enfriar la planchuela en aire después del tratamiento de solubilización sin aplicar deformación (Fig.8.7). En este caso es probable que no exista recrystalización entre pasadas debido a la baja deformación tal como lo reportan Priestner et al.⁽⁴¹⁾, y la poca deformación a la que se somete el grano austenítico no varía mayormente el tamaño ferrítico

resultante. Por encima del 50% de deformación total el efecto refinador es importante.

En la Fig.8.5 se ilustra la variación del tamaño de grano con la temperatura final de laminación, t_{f1} , para una deformación total aplicada constante. Se observa un refinamiento progresivo a medida que disminuye t_{f1} que parece llegar a un límite por debajo de 850°C lo cual puede atribuirse a que el efecto refinador cuando ya no existe recrystalización, depende mayormente de la cantidad de deformación aplicada y ya no de t_{f1} .

8.3 Un caso de Estructura Mixta

En la Fig.8.6(a) se observa la microestructura del acero 3 deformado un 30% entre 950 y 850°C (3A en la Tabla 8.1); si comparamos esta microestructura con las observadas en la Fig.8.2 puede concluirse que en el acero 3A hay cierto grado de inhomogeneidad en la estructura, no demasiado marcado.

El mismo acero 3 laminado entre 850 y 780°C (3C en Tabla 8.1) tiene una microestructura evidentemente mixta con zonas de grano muy grueso rodeadas por zonas de grano bastante fino, Fig.8.6(b). A las temperaturas y deformaciones en las que fue trabajado el acero no es esperable recrystalización, y la estructura mixta pudo surgir al aplicar la segunda pasada ($\sim 780^\circ\text{C}$) cuando parte de la austenita había transformado a ferrita; la ferrita, formada en los bordes de grano y más blanda que la austenita absorbió la deformación y el núcleo de grano no transformado recibió muy poca deformación total dando lugar a una ferrita bastante gruesa.

8.4 Estructuras Ferríticas después de Normalizado

A título de comparación se hicieron varias experiencias de normalizado con el acero 2, variando las temperaturas de austenitización entre 850°C y 1150°C. Los resultados obtenidos se ilustran en la Fig.8.7. Se observa un fuerte cambio en el tamaño de grano ferrítico cuando el recalentamiento se hace por encima de la temperatura de solubilización; el tamaño de grano final es grueso y muy sensible a las velocidades de enfriamiento con temperaturas altas de austenitización. El tamaño de grano más fino alcanzado es comparable al obtenido por laminación;

pero refinar el grano por este método implica un proceso adicional posterior y se pierde la posibilidad de un endurecimiento por precipitación importante. Lo anterior se debe a que para obtener grano fino se requieren temperaturas de austenitización bajas que ponen en solución muy poco microaleante y la precipitación en ferrita es prácticamente nula.

8.5 Propiedades Mecánicas en estado Laminado

En las Tablas 8.1 y 8.3 se ilustran los resultados de los ensayos mecánicos de tracción y de impacto. En la Fig.8.8 se ha graficado el esfuerzo de fluencia vs $d^{-1/2}$ para los cuatro aceros. La dispersión relativa de los resultados puede haber sido causada por variaciones locales de temperatura o por diferencias en la composición química, causadas por segregación. Este tipo de gráfico es muy utilizado para ilustrar la relación entre estructura y propiedades de los aceros de bajo carbono y microaleados. Existe acuerdo en que los aceros microaleados no cumplen con la ley de Hall y Petch, pues la pendiente de la curva σ_f vs $d^{-1/2}$ es menor que en el caso de los aceros de bajo carbono. La diferencia de resistencia entre un acero microaleado y uno de bajo carbono de igual composición base se expresa normalmente como Δ_y y es atribuida a endurecimiento por precipitación. La resistencia del acero microaleado está expresada por:

$$\sigma_y = \sigma_o + k_y d^{-1/2} + \Delta_y \quad (8.1)$$

donde σ_o y k_y son las constantes de la ec.(2.1) y Δ_y es el incremento de resistencia producido por el endurecimiento por precipitación. El tamaño de grano se varía tradicionalmente, Fig.3.9, variando t_{f1} , obteniéndose grano fino a bajas temperaturas de final de laminación; esto implica velocidades de enfriamiento más lentas y mayor sobresaturación de microaleante en el momento de la deformación, factores que favorecen la precipitación en austenita; o sea, a menores tamaños de grano precipita menos microaleante en ferrita y Δ_y es por tanto menor, lo cual explica la pendiente menor de la curva de los aceros microaleados.

En la Fig.8.8 es sorprendente observar que la pendiente en el caso de los aceros 2 y 3 es negativa lo cual indica que la precipitación en austenita (y por lo tanto la precipitación en ferrita y Δ_y) es fuertemente influenciada por la deformación. Esto confirma las diferentes observaciones sobre la interacción entre la deformación y la precipitación en austenita teniendo en este caso una com

ponente adicional; la precipitación de VN en austenita saca nitrógeno en solución sólida, efecto que puede ser fundamental en el ablandamiento de la ferrita.

En la Fig.8.9 se observa la variación del esfuerzo máximo con el tamaño de grano; para el acero 2, $\sigma_{\text{máx.}}$ se mantiene aproximadamente constante mientras que en el acero 3 muestra una disminución para tamaños de grano fino. O sea, que el Nb de alguna manera afecta algún o algunos factores responsables de $\sigma_{\text{máx.}}$ en el acero 3; el contenido de otros elementos y el procesado es similar al del acero 2. Se plantea como posible causa de este comportamiento que la presencia combinada de V + Nb induce mayor precipitación del N en austenita, efecto más importante a mayores deformaciones, disminuyendo así la cantidad de nitrógeno disponible para endurecer la ferrita. Existe alguna evidencia, Tabla 8.4, de que en condiciones similares de procesamiento la presencia de Nb induce mayor precipitación de N resultando contenidos menores de Nf. Según la Tabla 2.2 una disminución de 100 p.p.m. en Nf disminuye el esfuerzo de fluencia en $\sim 4 \text{ kg/mm}^2$ y el esfuerzo máximo en $\sim 6 \text{ kg/mm}^2$. El tratamiento adecuado de estas interacciones requiere adelantar un trabajo sistemático apoyado en buena capacidad de análisis químico para determinación de la distribución del nitrógeno en el acero y la composición de los precipitados.

Las consideraciones anteriores acerca de la interacción de la deformación y la precipitación deben verse reflejadas en las propiedades al impacto de los aceros. En la Fig.8.10 se ilustran los valores de la temperatura de transición (50% fractura dúctil) en función del porcentaje de deformación aplicada. Una deformación baja produce en los aceros 2 y 3 temperaturas de transición cercanas a 0°C y una deformación del 75% produce temperaturas de transición de -60°C y -40°C en los aceros 2 y 3 respectivamente.

8.6 Direccionalidad de las Propiedades de Impacto

En la Fig.8.11 se han dibujado las curvas de la energía absorbida en pruebas de impacto de probetas longitudinales y transversales a la dirección de laminación. La relación mostrada de energías de fractura dúctil longitudinal a transversal es de 62 a 31 lo cual es producido por la presencia de inclusiones muy alargadas en el acero. Observaciones metalográficas revelaron efectivamente la presencia de grandes inclusiones muy alargadas, Fig.8.12.

En los aceros sometidos a laminado cruzado las inclusiones han sido parcialmente alargadas en las primeras etapas de laminación y ensanchadas cuando se va-

ría el sentido de la laminación; tenemos al final inclusiones en forma de "galleta" que sin son aproximadamente simétricas no deberían producir direccionalidad en las propiedades. El valor de energía de fractura dúctil medido en probetas longitudinales según la última dirección de laminación fue de 44 lb-pié, valor substancialmente inferior al obtenido en probetas longitudinales de laminado normal. Los valores de energía dúctil de las probetas transversales de chapa laminada cruzado son similares a los obtenidos con las probetas longitudinales.

8.7 Sumario de Resultados

Se ha determinado la evolución de la estructura ferrítica al variar algunos parámetros del laminado controlado; cantidad de deformación en las etapas de acabado y temperatura final de laminación. Se ha comparado la "refinabilidad" de la ferrita en los procesos de laminado controlado y normalizado. Se determinaron las propiedades mecánicas de los aceros para varias condiciones de laminación controlada. Se discutió la evolución de la estructura austenítica a partir de los datos de la bibliografía y la relación estructura ferrítica-composición-propiedades. Se hicieron algunas medidas de la direccionalidad de las propiedades de impacto y de la influencia del laminado cruzado. Se presenta un caso particular de estructura mixta.

CAPITULO IX

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

El presente trabajo puede ser dividido en tres partes fundamentales: revisión bibliográfica de la literatura sobre aceros microaleados, puesta a punto de la fabricación de aceros microaleados en horno de inducción con campana de vacío, y finalmente determinación de la estructura y propiedades mecánicas después del laminado controlado estudiando el efecto de algunas variables, en especial del monto total de la deformación suministrada en las etapas de acabado. El Capítulo V en sí constituye un resumen de la revisión bibliográfica.

Del trabajo adelantado para la fabricación de los aceros, cuya parte principal la constituyó el desarrollo del refractario adecuado para fundir acero en crisoles de grafito puro (Capítulo VI), podemos extraer las siguientes conclusiones:

- a) Desde el punto de vista de las exigencias del vacío, los refractarios analizados a base de magnesia y de alúmina son perfectamente aplicables siempre que conserven suficiente pureza en su composición.
- b) Para la aplicación como revestimiento de crisoles, el hormigón refractario de alúmina electrofundida y aluminato de calcio, debido principalmente a su buena conductividad térmica y bajo coeficiente de dilatación es el que ofrece un mejor grado de utilización.
- c) El revestimiento de base magnesia no puede ser utilizado debido a su alto coeficiente de dilatación y su posterior contracción a la temperatura de sinterizado.

De los resultados obtenidos con los aceros sometidos a laminado controlado y de la discusión posterior (Capítulo VIII), se pueden extraer las siguientes conclusiones:

- a) El porcentaje de deformación aplicado entre 950 y 850°C tiene un fuerte efecto en la refinación del grano ferrítico en los aceros microaleados con V + N y V + Nb + N utilizados en el presente trabajo. Un efecto refinador importante se logra con deformaciones del 50% o mayores. Una adición de 0,01% de Nb, en las condiciones particulares de este trabajo, no produce resultados diferentes a los obtenidos en este aspecto con el acero al V + N.

- b) La refinación de la ferrita depende, para un tamaño de grano austenítico dado al comienzo de la etapa de terminación, de la cantidad total de deformación suministrada, del rango de temperaturas en el que se aplica la deformación, de la secuencia de laminación y de la velocidad de enfriamiento. Una temperatura final de laminación de 850°C es suficiente siempre que el total de la deformación final se aplique por debajo de los 950°C.
- c) Los esfuerzos de fluencia y máximo del acero con adiciones de V + N permanecen aproximadamente constantes para varios porcentajes de deformación aplicados entre 950 y 850°C. A mayores deformaciones el grano ferrítico es más fino, factor que incrementa la resistencia del acero; a mayores deformaciones se induce también mayor precipitación en austenita a expensas de la precipitación en ferrita y por tanto del endurecimiento por precipitación; la precipitación en austenita no endurece de modo importante el acero. La compensación de estos factores es la responsable de los esfuerzos constantes observados para varias deformaciones. El esfuerzo máximo del acero 3 (V + Nb + N) muestra una caída para tamaños de grano fino, resultado atribuible a la posible interacción del Nb que acelera la precipitación de N en austenita.
- d) La temperatura de transición disminuye fuertemente a medida que aumenta la cantidad de deformación aplicada entre 950 y 850°C. En la Fig.9.1 se ilustra el efecto del porcentaje de deformación sobre los esfuerzos de fluencia y máximo y temperatura de transición del acero 2. Resalta una vez más la importancia de una deformación total de acabado alta (> 50%) para obtener combinaciones adecuadas de propiedades mecánicas.
- e) Se ha visto como el nitrógeno, componente normal de los aceros Thomas, puede ser usado en combinación principalmente con V con efectos muy importantes en las propiedades mecánicas de los aceros. El efecto del N es controlable mediante el procesamiento, permitiendo lograr combinaciones de propiedades muy adecuadas. De este modo es posible revertir el efecto perjudicial del N en los aceros Thomas.
- f) La presencia de inclusiones no metálicas muy alargadas por la deformación produce una acentuada direccionalidad de las propiedades de impacto. Mediante laminado cruzado puede corregirse esta direccionalidad; los nuevos valores de energía dúctil son menores que los obtenidos con probetas longitudinales de acero laminado unidireccionalmente.

Para complementación del presente trabajo se sugieren las siguientes líneas de investigación:

- a) Efecto de mayores contenidos de Mn en las propiedades de los aceros microaleados con V + N. Esto posiblemente conducirá a combinaciones más atractivas de propiedades mecánicas.
- b) Efecto de adiciones combinadas de microaleantes en las cinéticas de recristalización y precipitación con énfasis en altos contenidos de N.
- c) Complementación de los ensayos piloto de laminación con ensayos de deformación en caliente obtenidos por ejemplo, en la máquina de torsión. Esto permitirá trabajar con las cinéticas de restauración propias de cada composición.
- d) Control del tamaño y forma de las inclusiones no metálicas mediante la adición de tierras raras, Ca o Zr en los aceros microaleados y su efecto en las propiedades mecánicas.

Es asimismo necesario, para cuantificar ~~los~~ diversos efectos que se presentan en los aceros, desarrollar técnicas de laboratorio como:

- a) Análisis del contenido y distribución del nitrógeno en los aceros, especialmente del nitrógeno libre. Análisis de la composición de los precipitados.
- b) Metalografía cuantitativa para determinar tamaño, fracción en volumen y dispersión de los precipitados.

REFERENCIAS

- 1) F.B.Pickering - Aplicaciones de la Metalurgia Física al Desarrollo de Aceros, Publicación Programa Multinacional de Metalurgia N° A-151, Buenos Aires 1974.
- 2) M.Korchinsky, H.Stuart - Simposio "Low Alloy High Strength Steels", The Metallurg Companies, Nuremberg, 1972.
- 3) J.A.Vaccari - Materials Engineering, 1974, 2, 24.
- 4) A.M.Hall - Mat.Eng. 1974, 2, 44.
- 5) A.M.Hey - Tesis de Master, Universidad de Sheffield, 1972.
- 6) E.O.Hall - Proc.Phys.Soc., Londres, 1951, B 64, 747.
- 7) N.J.Petch - J .I.S.I., 1953, 174, 25.
- 8) R.W.Armstrong, I.Codd, R.M.Douthwaite, N.J.Petch - Phil.Mag., 1962, 7, 45.
- 9) W.B.Morrison - Trans. of the A.S.M., 1969, 59, 824.
- 10) K.J.Irvine - Ref.2, pág.1.
- 11) R.L.Miller - Met.Trans., 1972, 3, 905.
- 12) W.B.Morrison, R.L.Miller - Ultrafine Grain Metals, 16th Sagamore Research Conference, Syracuse University Press, 1970, pag. 183.
- 13) T.Gladman, B.Holmes, I.D.McIvor - Simposio "Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of the Steel", I.S.I., Londres, pag. 68.
- 14) K.Fabian, W.Zimmik - Ref. 2, pág. 107.
- 15) G.Salmoni - Ref. 2, pág. 115.
- 16) K.J.Irvine, F.B.Pickering, T.Gladman - J.I.S.I., 1967, 205, 161.
- 17) T.Gladman, F.B.Pickering - J.I.S.I., 1967, 205, 653.
- 18) J.M.Gray, R.B.G.Yeo - Trans. A.S.M., 1968, 61, 255.
- 19) A.L.Bon, J.Rofes - Vernis, C.Rossard - Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie, 1973, 70, 577.
- 20) J.M.Gray, R.B.G.Yeo, P.E.Repas, A.G.Melville - Conferencia "Strong Tough Structural Steels", B.I.S.R.A. & I.S.I., Scarborough, 1967, pag. 249.
- 21) A.D.Batte. R.W.K.Honeycombe - J.I.S.I., 1973, 211, 284.
- 22) C.M.Sellars, J.A.Whiteman - The Metallurgist, 1974, 6, 441.

- 23) A.M.Hey, C.M.Sellars - "VI Jornadas Argentinas y I Latinoamericanas de la Sociedad Argentina de Metales" 1974.
- 24) W.B.Morrison - J.I.S.I., 1972, 210, 618.
- 25) H.Kubota, I.Kozasu, T.M.S.Fall Meeting of A.I.M.E., 1968.
- 26) J.N.Cordea, R.E.Hook - Met.Trans., 1970, 1, 111.
- 27) K.J.Irvine, T.Gladman, J.Orr, F.B.Pickering - J.I.S.I., 1970, 208, 717.
- 28) H.Weiss, A.Gittins, G.G.Brown, W.J.McG.Tegart, B.H.P.Melb. Laboratory Report, 1972.
- 29) K.Lucke, H.P.Stuwe - Acta Metallurgica, 1971, 19, 1087.
- 30) J.M.Gray - Int.J.Pres.Ves. & Piping, 1974, 2, 95.
- 31) G.F.Melloy, J.D.Dennison - Tercera Conferencia Internacional sobre Resistencia de Metales y Aleaciones, I.S.I., 1973, 1, 60.
- 32) K.J.Irvine - I.S.I. Sp.Rp. 104, pag.1.
- 33) J.N.Cordea - Ref.2, pág. 61.
- 34) J.H.Little, J.A.Chapman, W.B.Morrison, B.Mintz - Ref.31, pág.80.
- 35) J.A.Belk - La Técnica del Vacío en Metalurgia, Ed.Urmo, 1967.
- 36) O.Winkler - Metallurgical Reviews, 1960, 5, 61.
- 37) J.E.Ruge, R.Morando - VI Jornadas Argentinas y I Latinoamericanas, de la Sociedad Argentina de Metales, 1974.
- 38) T.D.Robson - High Alumina Cements and Concretes, Ed.Wiley, 1962.
- 39) I.E.Campbell, E.M.Sherwood - High Temperatura Materials and Technology, Ed. Wiley, 1967, pag.717.
- 40) J.H.Bucher, J.D.Grosier, J.F.Enrietto, - Fracture, Academic Press, Londres, vol.VI, pág.247.
- 41) R.Priestner, C.C.Earley, J.H.Rendall - J.I.S.I., 1968, 206, 1.252.

TABLA 2.1

1 - Propiedades de los
aceros microaleados

mecánicas

- Resistencia a la fluencia (σ_f)
- Resistencia máxima (σ_m)
- Ductibilidad {
 - elongación uniforme
 - elongación máxima
 - reducción de área R.A.
- Tenacidad a la fractura {
 - energía dúctil
 - temperatura de transición K_{1c}
- Otras

soldabilidad

conformabilidad

otras (resistencia a la corrosión, etc.)

2 - Factores composicionales

- a) C, N
- b) Mn, Si
- c) Nb, V, Ti, Al
- d) Cr, Co, Cu, Ni, Mo, etc.
- e) Impurezas

3 - Factores estructurales

- a) Tipo de estructura
- b) Solución sólida
- c) Tamaño de grano
- d) Precipitación
- e) Inclusiones
- f) Otros

TABLA 2.2

Influencia de elementos en solución sólida
sobre las propiedades del acero. Ref. (1)

Elemento	Cambio por 1% del elemento de aleación		
	σ_f MN/m ²	σ_m MN/m ²	t_c °C
C	~ + 4.600	~ + 6.800	-
Nf	~ + 4.600	~ + 6.800	+ 700 *
P	+ 670	+ 670	+ 400
Sn	+ 140	-	+ 150
Si	+ 85	+ 85	+ 44
Cu	+ 39	+ 9	-
Mn	+ 32	+ 28	0
Mo	+ 11	+ 45	-
Ni	0	+ 9	-
Cr	- 30 ‡	- 28 ‡	-
Al	0	0	+ 75

* no lineal

‡ negativo, debido posiblemente a la remoción de solutos intersticiales
Al en solución sólida solamente.

TABLA 6.1

Composición de la Chatarra:

	C 0.08	Si 0.002	Mn 0.35	S 0.04
Agregados (en porcentaje)				
Acero 1	C 0,07	Mn 0,50	Si 0,04	(fundido en N ₂)
Acero 2	C 0,05	Mn 0,50	V 0,1	(fundido en N ₂)
Acero 3	C 0,05	Mn 0,50	V 0,1	Nb 0,011 (fund.en N ₂)
Acero 4	C 0,07	Mn 0,50	Si 0,04	(fundido en argón)

COMPOSICIONES OBTENIDAS

	ACERO 1	ACERO 2	ACERO 3	ACERO 4
C	0,14	0,09	0,07	0,13
Mn	0,83	0,83	0,81	0,83
S	0,019	0,020	0,021	0,020
P	0,010	0,009	0,010	0,010
Si	0,04	-	-	0,04
Ni	0,01	-	-	-
Cr	0,01	-	-	-
Mo	0,01	-	-	-
V	-	0,09	0,09	-
Cu	0,02	0,02	0,02	0,02
Al	0,009	0,003	0,003	0,003
N	0,0160	0,0168	0,0158	0,0058

Denominación simplificada de los aceros

acero 1 : acero base de alto nitrógeno

acero 2 : acero al VN

acero 3 : acero al NbVN

acero 4 : acero base

F_{u, A, Y_0}	t_{cl} (°C)	t_{fl} (°C)	Deform. total (%)	σ_f (kg/mm ²)	σ_m (kg/mm ²)	e_u (%)	$e_{rot.}$ (%)	d (M)	$d^{-1/2}$ (mm ^{-1/2})	t_c (°C)
2G	850	780	30	42,5	52,5	10,0	25,4	15,6	8,0	-5
2G	950	852	50	42,3	51,5	11,4	25,6	10,0	10,0	
2S	944	845	62	41,2	51,8	13,5	28,0	9,6	10,2	-18
2J	940	870	65	42,2	52,1	12,3	24,1	9,0	10,5	
2R	958	832	75	41,4	51,2	13,6	28,8	8,3	11,0	-62
3A	950	853	30	40,4	50,3	10,5	24,6	14,5	8,3	-5
3C	850	780	30	41,1	51,2	10,6	25,0	16,0	7,9	
3G	950	820	50	38,9	45,5	12,5	27,4	9,8	10,1	
3H	950	853	56	38,7	45,3	13,7	31,0	9,6	10,2	
3S	944	845	62	39,4	46,1	14,6	30,2	9,8	10,1	-25
3J	940	850	65	38,1	44,2	12,5	26,7	8,6	10,8	
3R	958	857	75	39,6	46,2	15,5	30,0	8,2	11,0	-40
1S	944	873	62	32,0	45,3	20,2	35,6	13,8	8,5	-48
1R	958	857	75	33,0	46,0	18,5	35,2	13,1	8,8	-55

TABLA 8-1 Condiciones de laminación, resultados metalográficos y de los ensayos de tracción. Cada resultado de tracción es un promedio de 2 ensayos.

Probeta	t_{cl} (°C)	t_{fl} (°C)	Deformación %	d
3Q	1000°	890	56	11,6
3K	987	940	56	14,0
4m	950	787	56	10.1
4K	-	940	56	14,3
4Q	987	895	56	11,3

TABLA 8.2. Condiciones de laminación y tamaño de grano obtenido en las probetas laminadas por el método del cilindro incluído.

Ensayo	Dirección	Temperatura						
		27	0	-5	-15	-20	-40	-50
2C	L	61	62	30		3		
2G	LX	44	26			16	2	
2J	LX	44	39			23	11	3
2J	TX	46						
3A	L	60	49	7,5	8			

	18	-16	-20	-30	-40	-45	-50	-60	-64
2R	44		37,5				33	35	7
2R	29		31				23,5	5	
2S	62	51	13		3,5		2,5		
2S	31		10		6				
3R	58		46		4,5		4		
3R	35		29		24,5		6		
3S	86		72	5	4,5		3,5		
3S	39		19		6				
1R	43		33,5				31	3	
1R	26		23				17	7,5	
1S	70		49		50	45	9		
1S	40		27,5		21				

TABLA 8-3 Resultados de los ensayos de impacto. Probetas Charpy de 10mmX5mm (las marcadas con asterisco son de 10mmX4mm). Valores en lb-pié. Dirección de las probetas: L=longitudinal, T=transversal, LX y TX longitudinal y transversal de laminado cruzado respectivamente.

Acero	N soluble	N total
2	0,0098	0,0168
3	0,0038	0,0158

TABLA 8.4. Contenidos de nitrógeno soluble y nitrógeno total en probetas de los aceros 2 y 3 procesadas en condiciones similares de deformación en caliente. (Análisis de los Laboratorios Swinden).

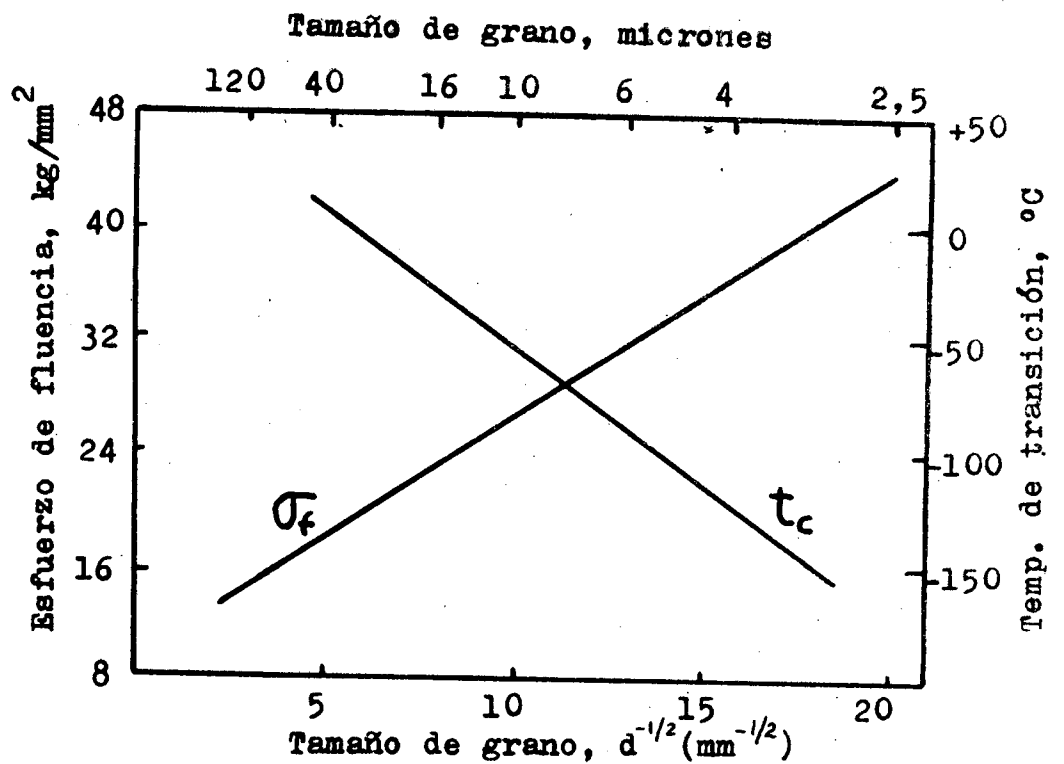


Fig.2-1 Efecto del tamaño de grano ferrítico sobre el esfuerzo de fluencia y la temperatura de transición. (Ref.10)

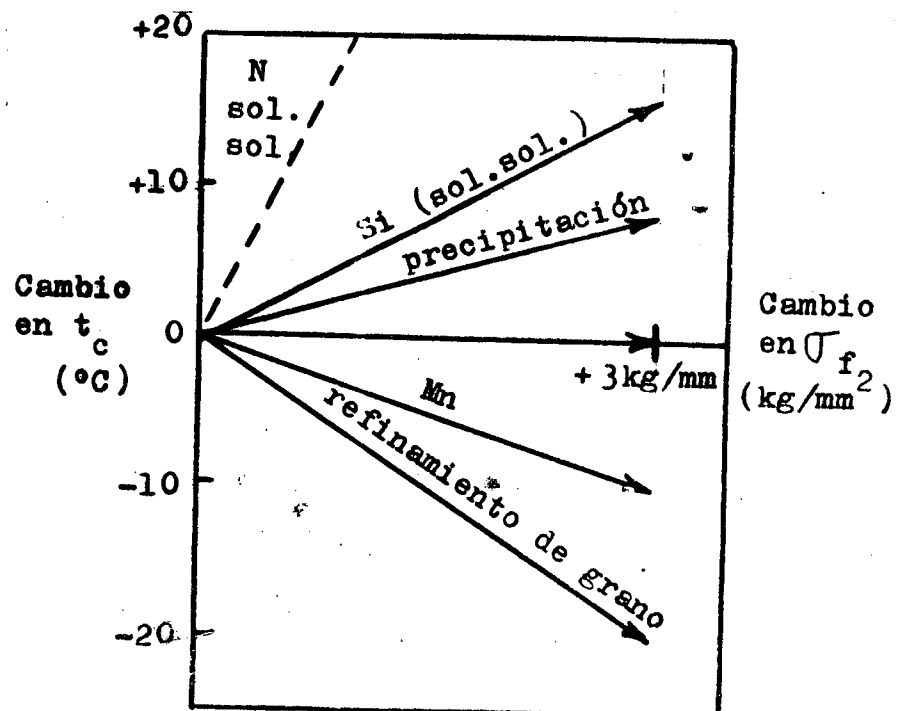


Fig.2-2 Representación vectorial del efecto sobre el esfuerzo de fluencia y temperatura de transición de algunos mecanismos de endurecimiento. (Ref.10)

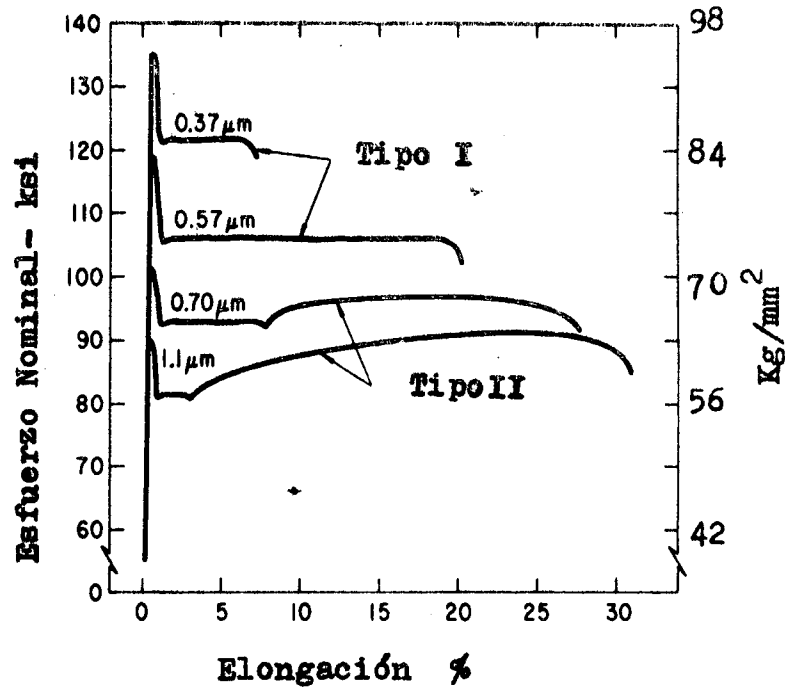


Fig.2-3 Efecto de tamaños de grano muy finos sobre las curvas Esfuerzo-Elongación.(Ref.11)

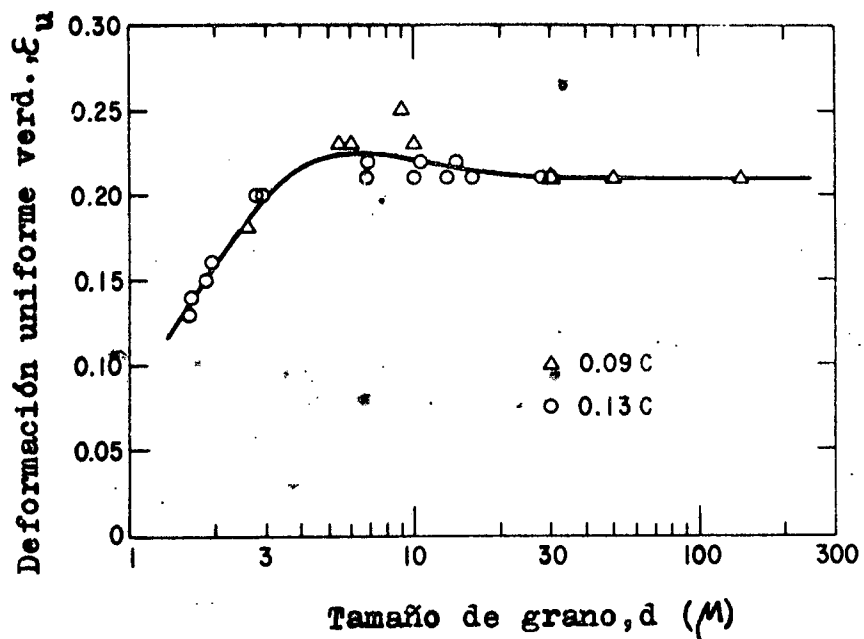


Fig.2-4 Influencia del tamaño de grano sobre la deformación uniforme verdadera en dos aceros de bajo carbono.(Ref.12)

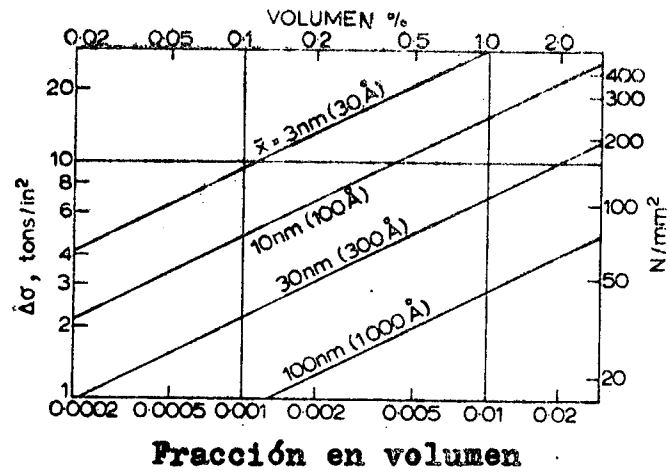


Fig.2-5 Relaciones de Orowan-Ashby de endurecimiento por precipitación. (Ref.13)

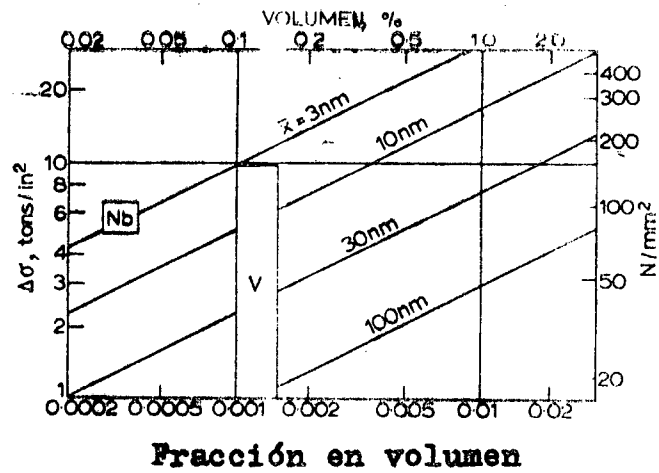


Fig.2-6 Endurecimiento por precipitación en aceros microaleados. (Ref.13)

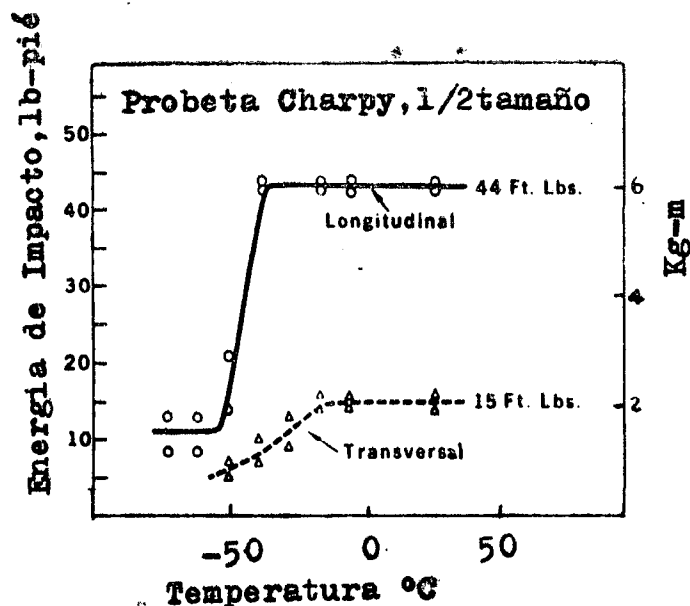


Fig.2-7 -Curvas de impacto de un acero microaleado sin control de inclusiones. Resultados de probetas longitudinales y transversales. (Ref.2)

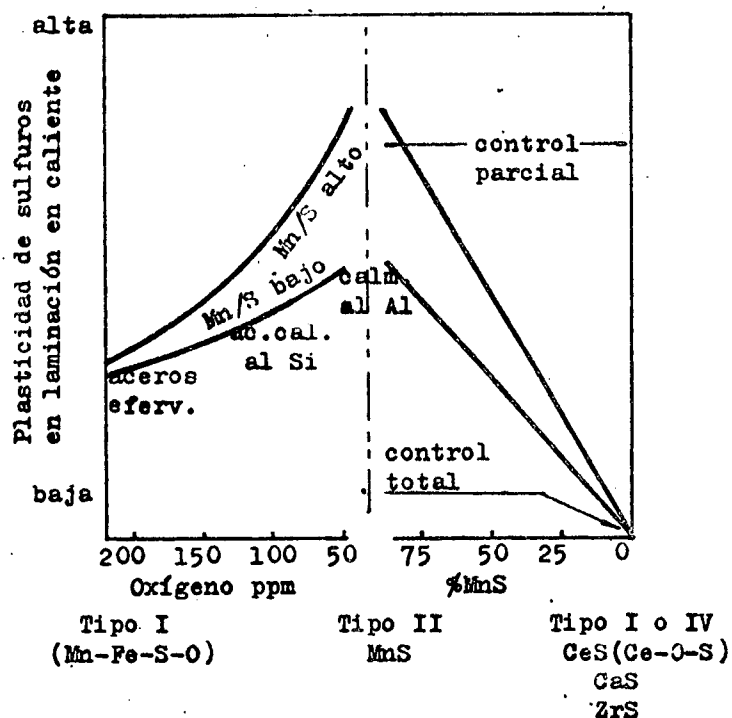


Fig.2-8 Efecto del contenido de oxígeno, de la relación Mn/S y de la adición de modificadores sobre la plasticidad de los sulfuros. (Ref.2)

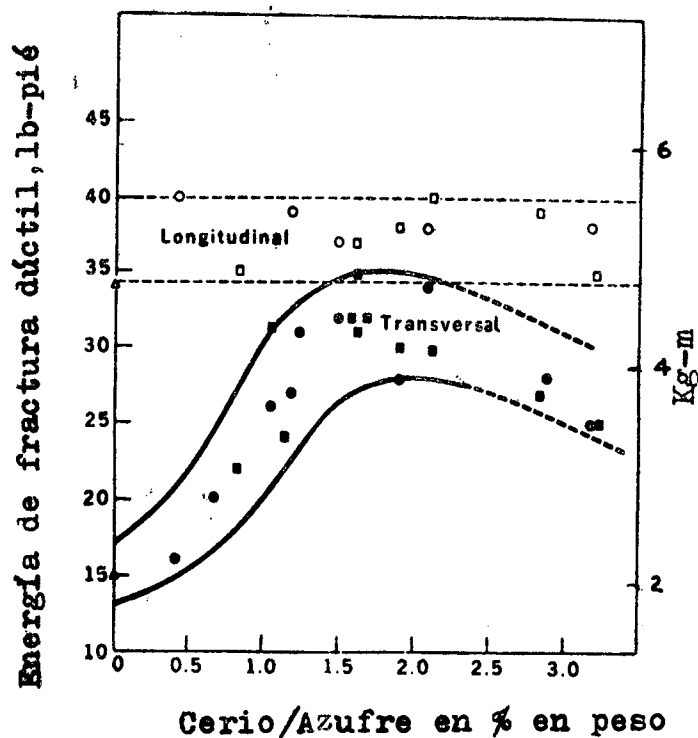


Fig. 2-9 Relación entre la energía de fractura dúctil y la razón Cerio/Azufre del acero. (Ref.2)

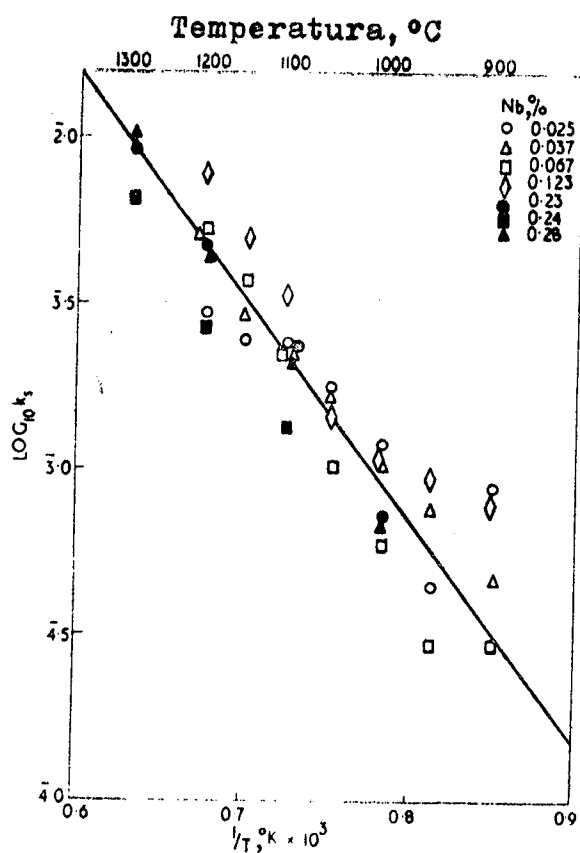


Fig.3-1 Producto de solubilidad del Nb(CN). (Ref.16)

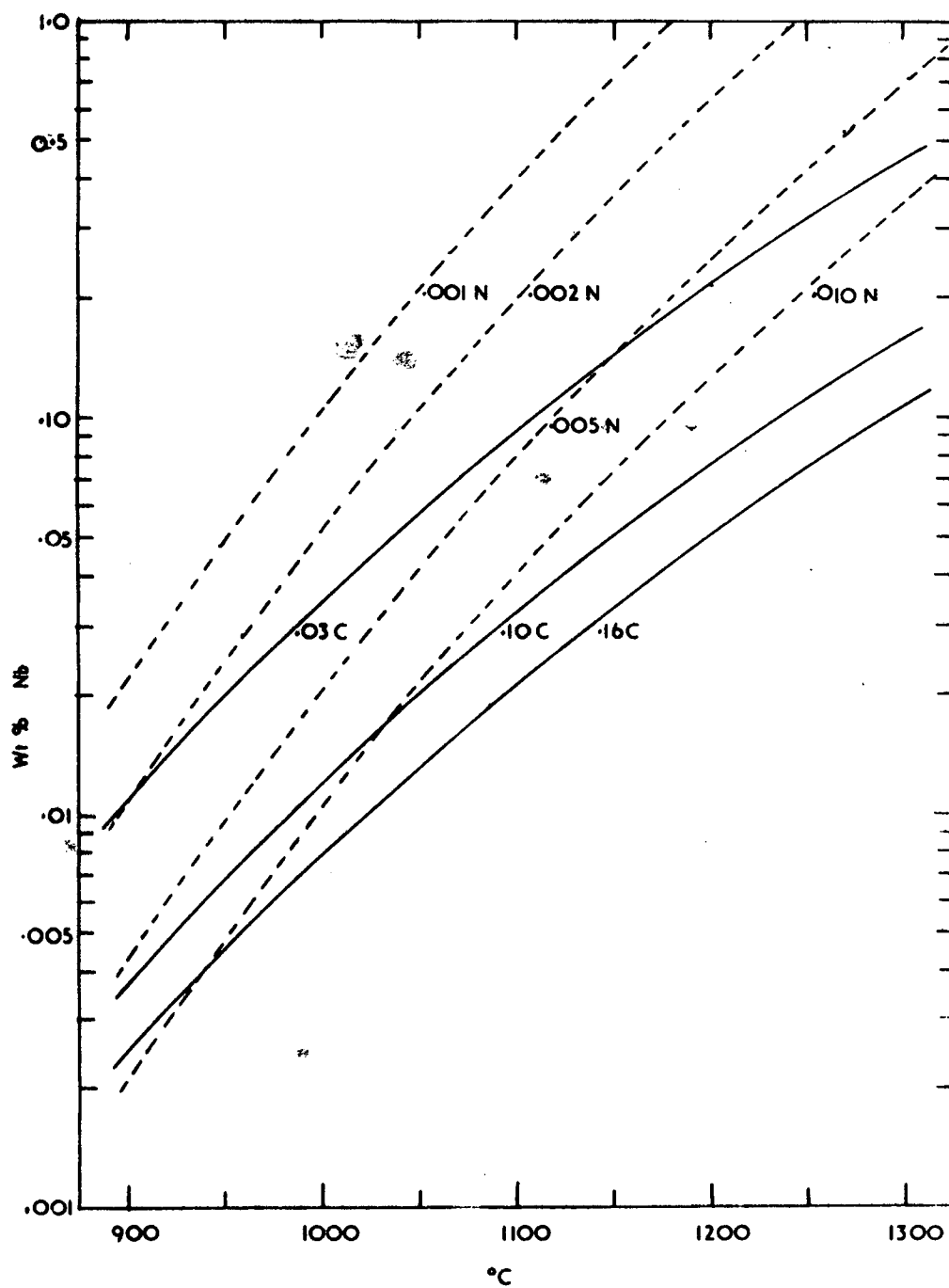
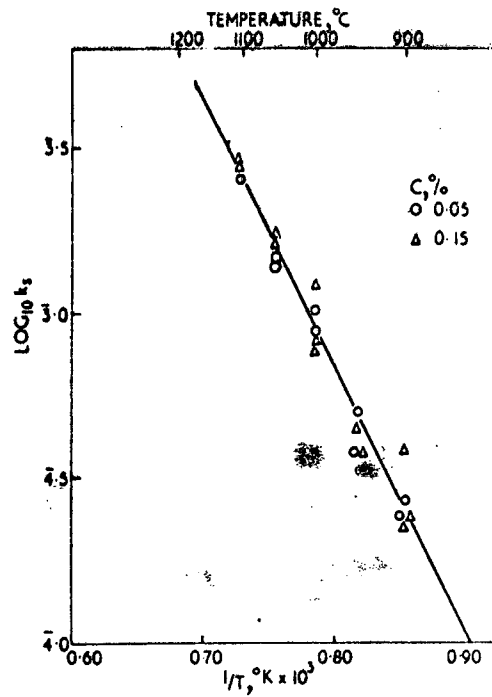


Fig.3-2 Solubilidad del Nb.(Ref.5)



$$\log_{10} [V] [N] = \frac{-8330}{T} + 3.46$$

$$\log_{10} [V] [N] = \frac{-8330}{T} + 3.40 + 0.12 (\% \text{Mn})$$

Fig.3-3 Producto de solubilidad del VN. (Ref.16)

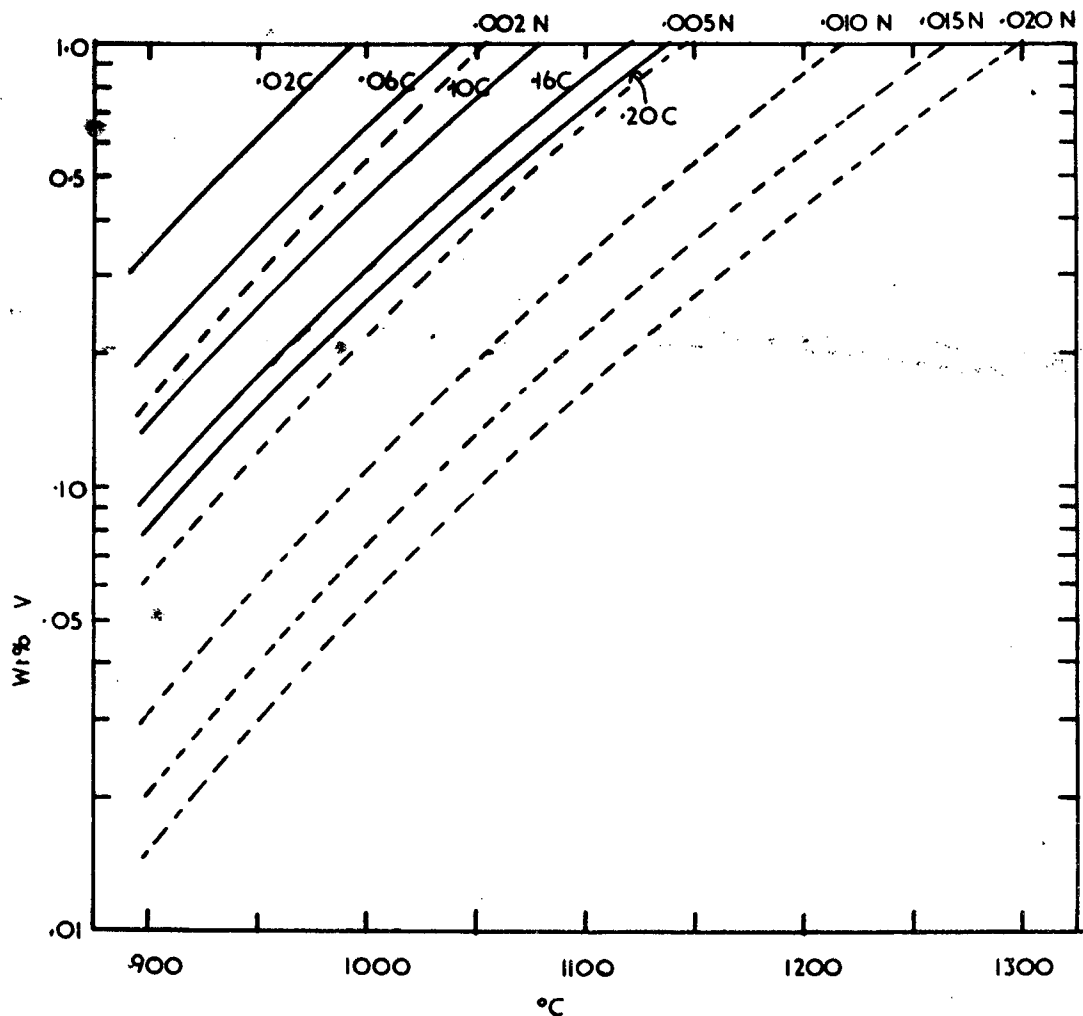


Fig.3-4 Solubilidad del V. (Ref.5)

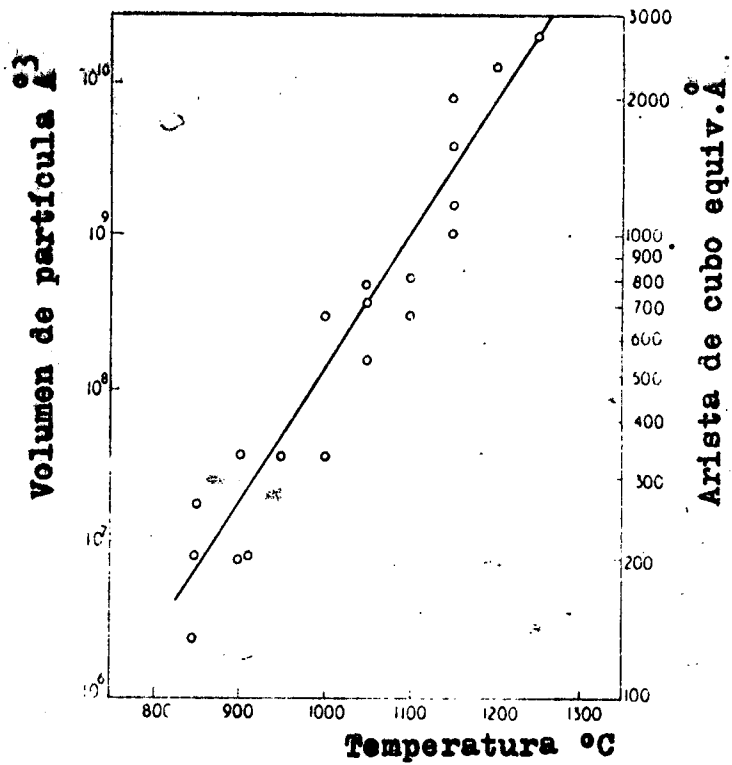


Fig.3-5 Efecto de un tratamiento isotérmico de una hora sobre el tamaño de los precipitados. (Ref.17)

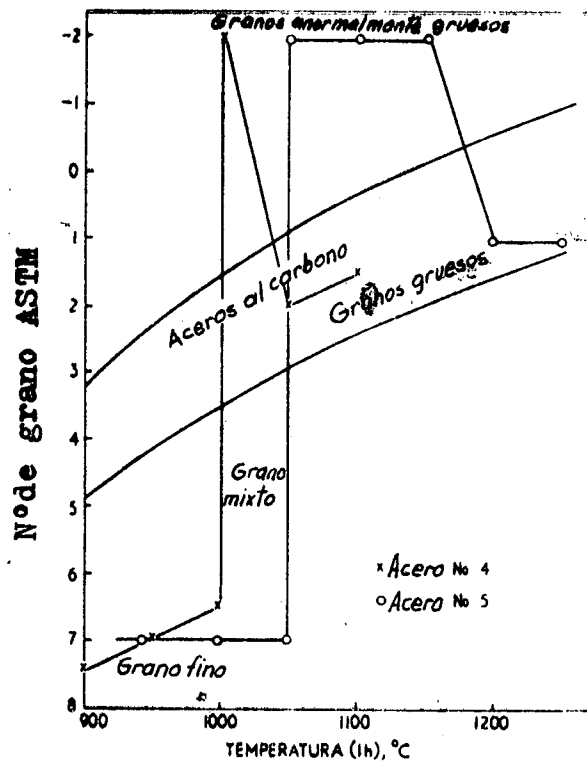


Fig.3-6 Engrosamiento del grano austénitico en aceros de grano refinado. (Ref.17)

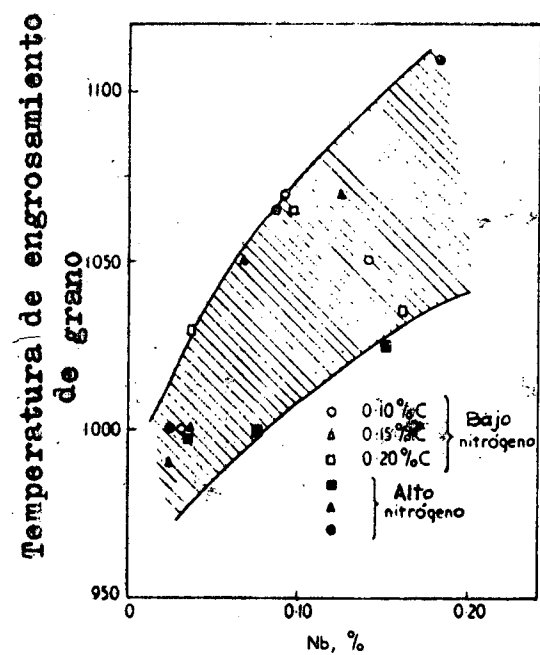


Fig.3-7 Efecto del Nb en la temperatura de engrosamiento de grano. (Ref.17)

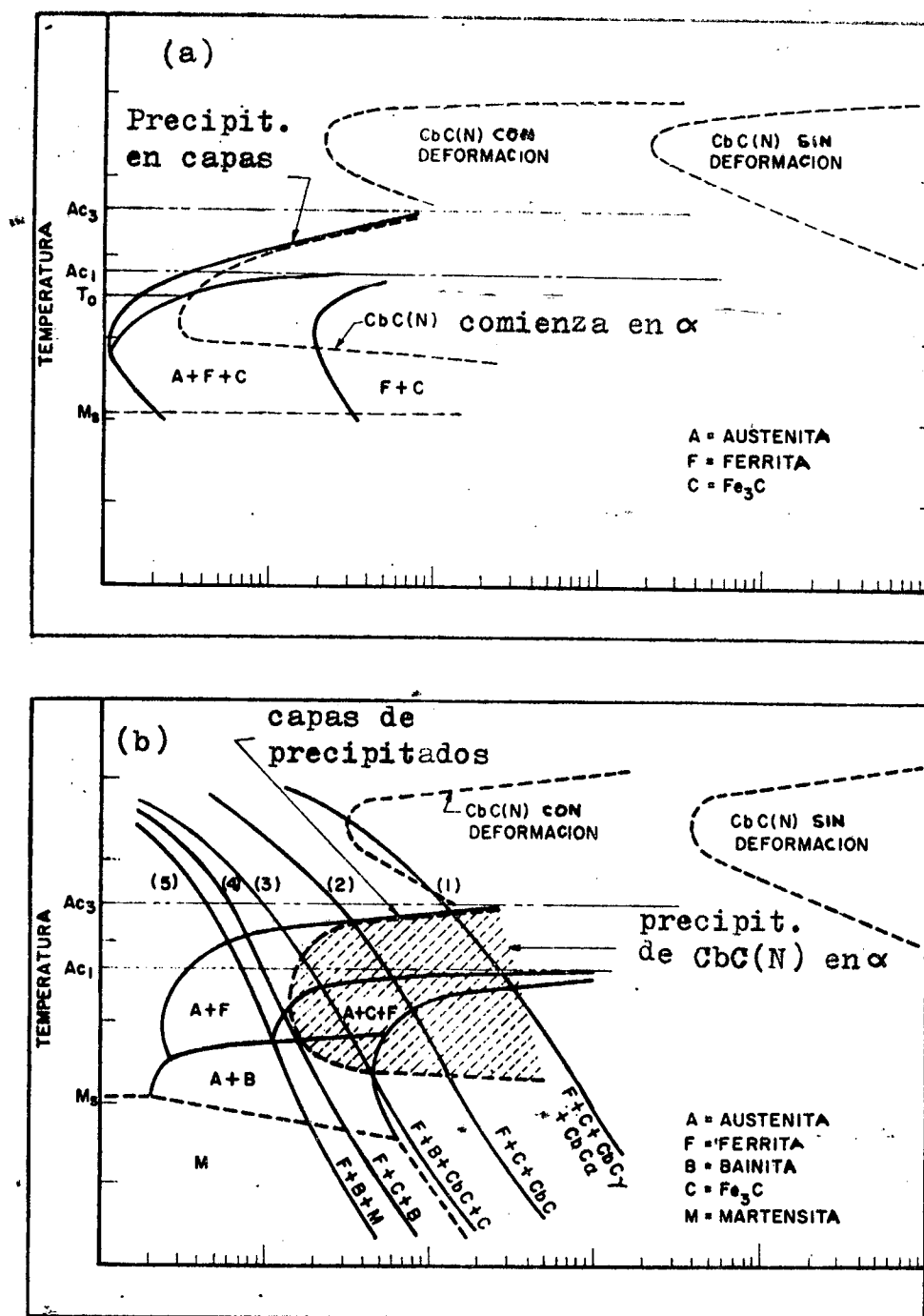


Fig.3-8 Diagramas de transformación y precipitación de un acero de bajo carbono microaleado con Nb. (a)Diagrama TTT. (b)Diagrama CCT. (Ref.18)

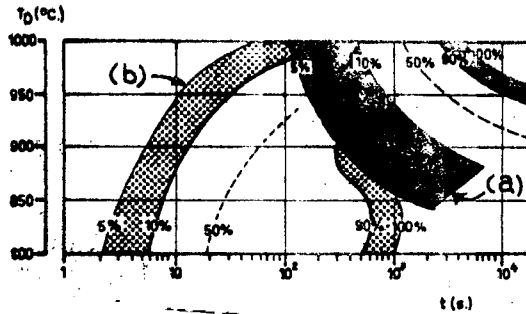


Fig.3-9 Diagramas de precipitación en un acero al Nb después de un mantenimiento a cada temperatura. (a) Sin deformación previa, (b) después de la deformación crítica correspondiente a cada temperatura. (Ref.19)

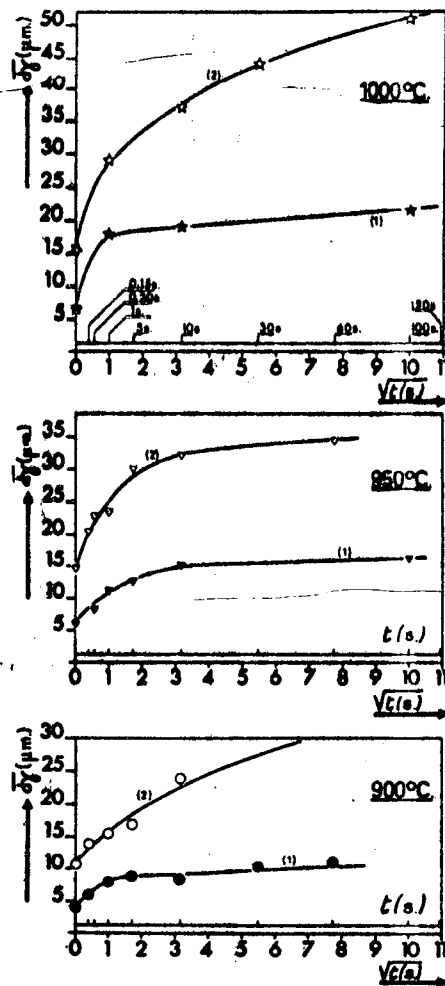


Fig.3-10 Crecimiento del grano σ en mantenimiento isotérmico después de recristalización dinámica completa. (1) acero al Nb, (2) acero de referencia. (Ref.19)

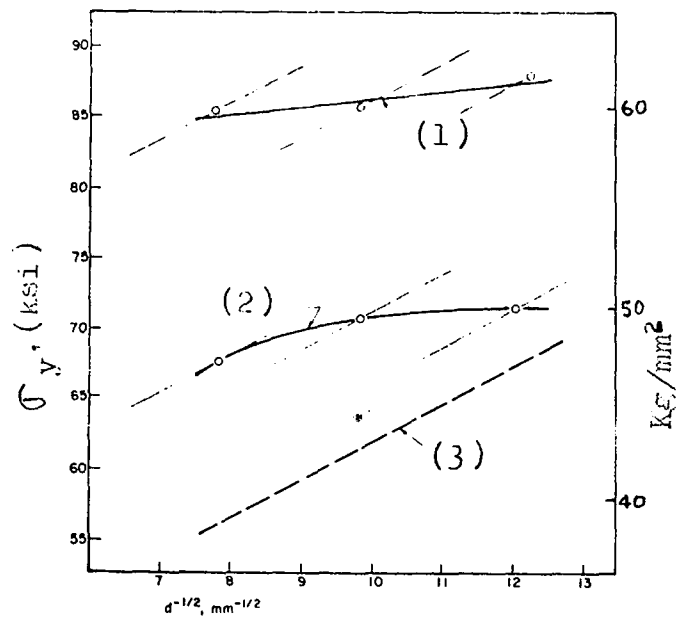


Fig.3-11 Relación esfuerzo de fluencia-tamaño de grano en un acero al Ni-Cu-Nb, laminado en caliente.

- (1) Laminado en caliente y envejecido 1 hr. a 500°C,
- (2) Laminado en caliente,
- (3) Pendiente esperada según la ec.de Hall-Petch. (Ref.20)

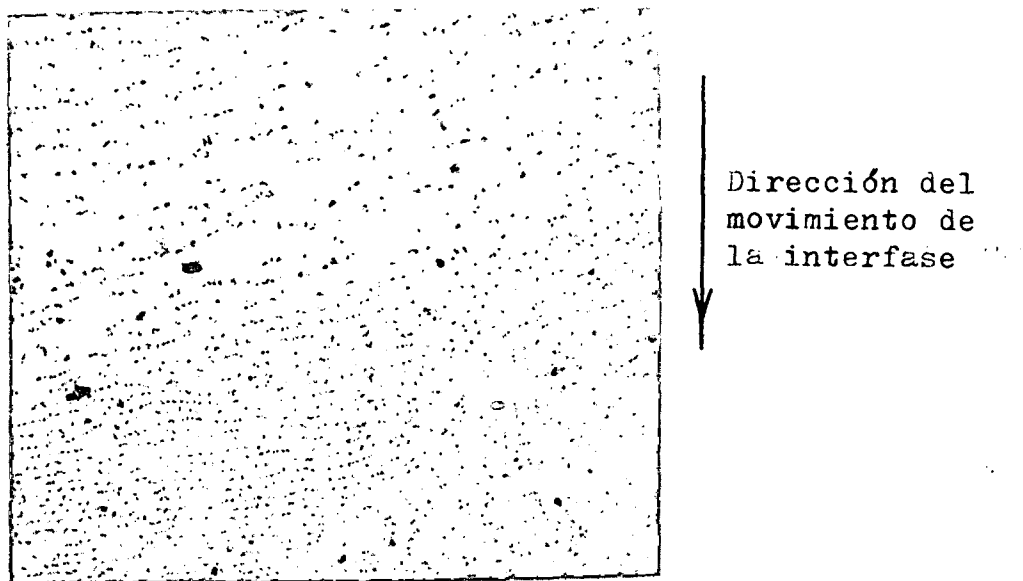


Fig.3-12 Cambio del espaciado de la precipitación en la interfase en una muestra enfriada continuamente a 4°F/min. Réplica de extracción, 8.00X. (Ref.18)

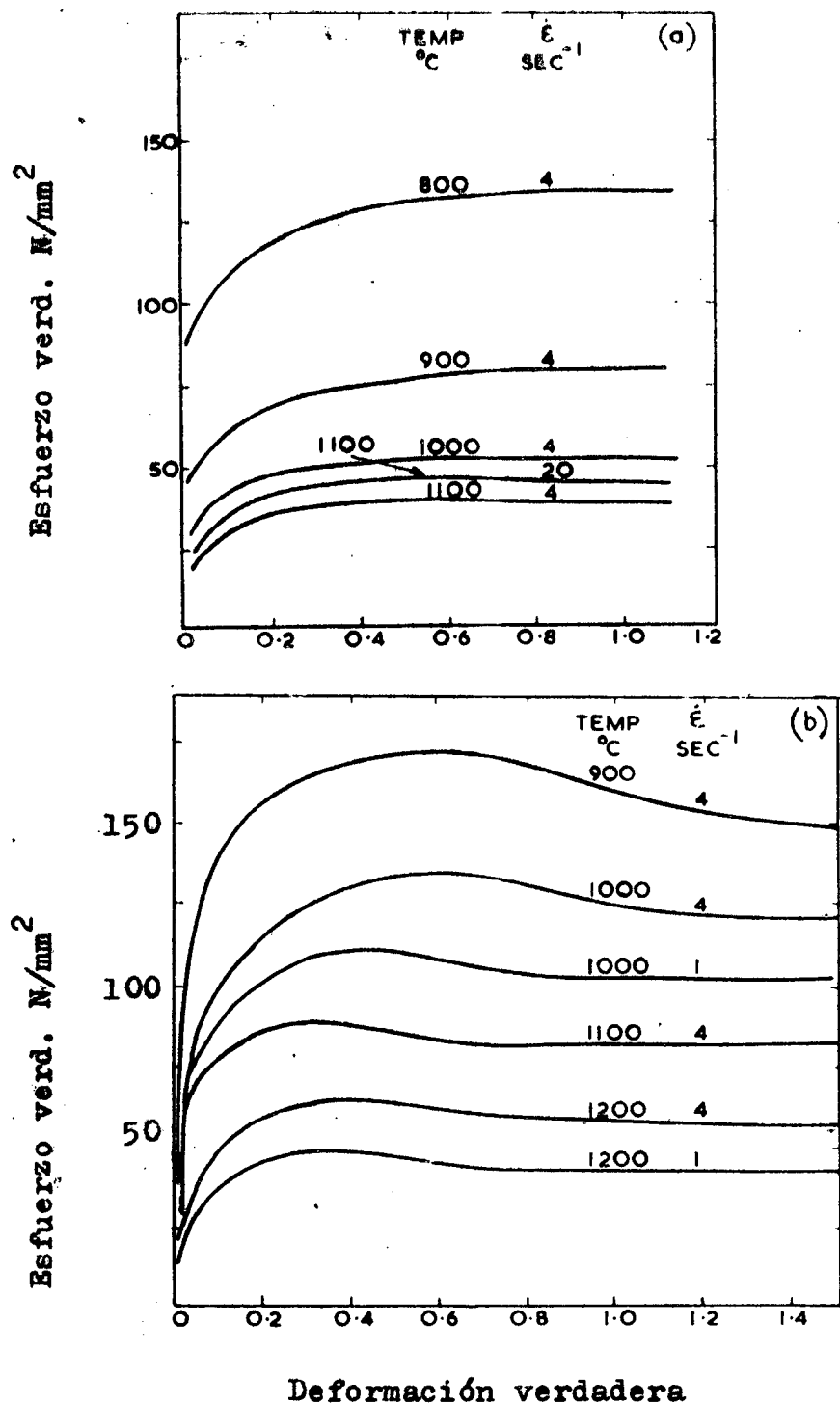


Fig.4-1 Curvas esfuerzo - deformación verdaderas en el rango de temperaturas de trabajado en caliente : (a) acero con 3% de Silicio, (b) acero dulce. (Ref.22)

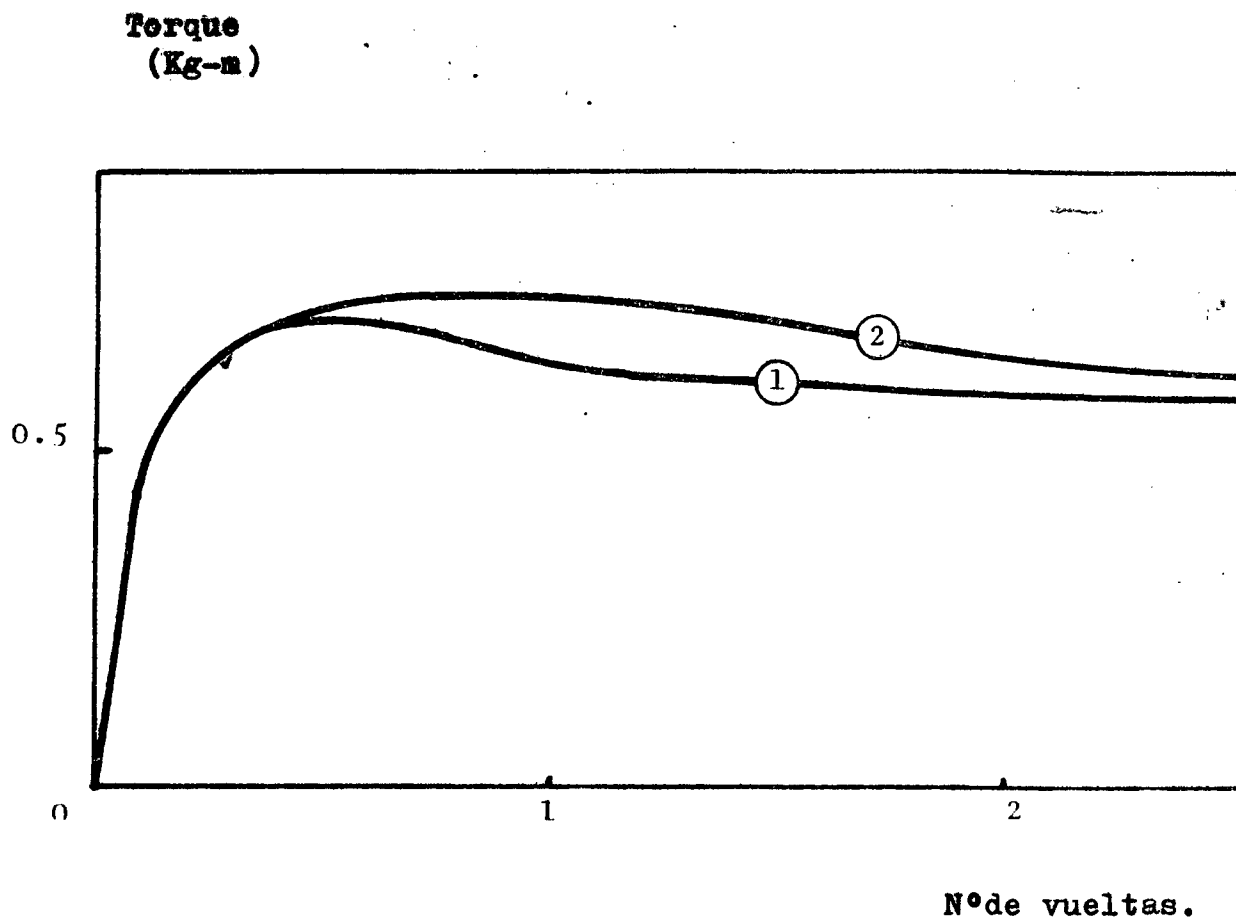


Fig. 4-2 Diagramas de torsión (Torque vs. Nº de vueltas) obtenidos en: (1) acero al C, (2) acero al Nb a 960°C. (Ref. 23)

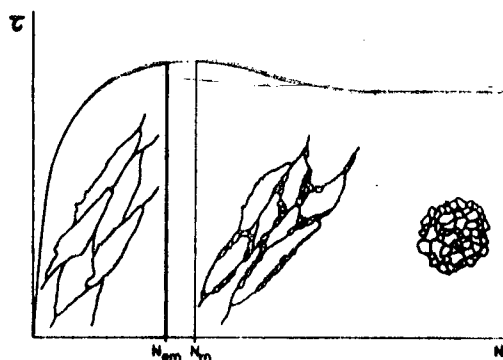


Fig. 4-3 Estado de la austenita en cada etapa de la deformación.

Si $0 < N < N_{em}$: deformada
 Si $N \approx N_{em}$: deformada al máximo
 Si $N \gg N_{em}$: recristalizada dinámicamente
 $N_{em} \approx 6/7 N_m$. (Ref. 19)

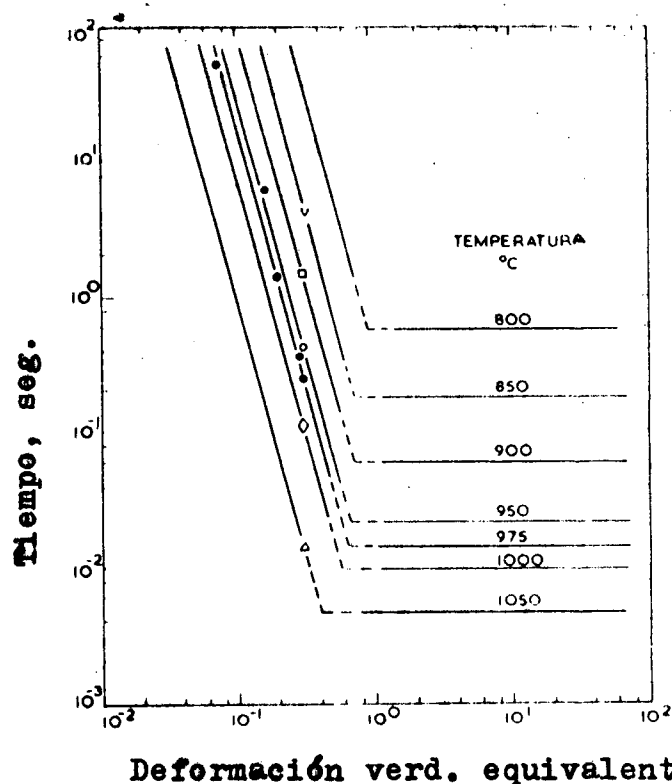


Fig.4-4 Tiempo para el 50% de recristalización estática en función de la temperatura. Acero dulce, vel. de deformación 8/s. (Ref.22)

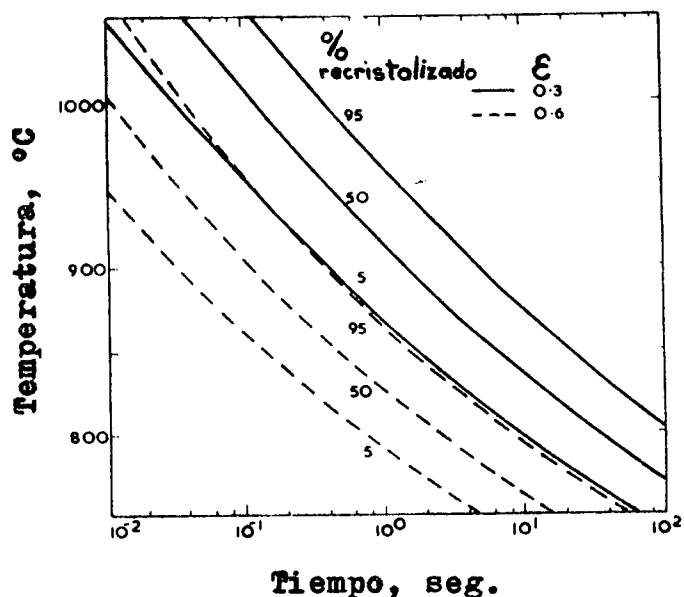


Fig.4-5 Diagrama de recristalización estática isotérmica del acero dulce despues de deformaciones de 0.3 y 0,6 con velocidad de deformación de 8/s. (Ref.22)

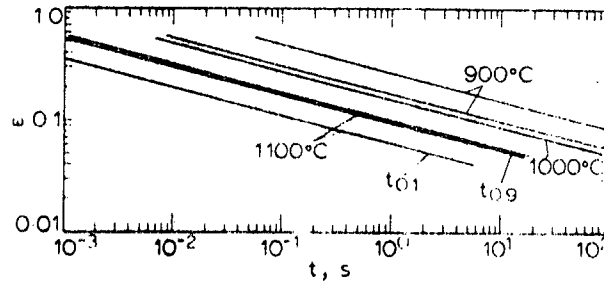


Fig.4-6 Deformación vs. tiempo de recristalización para fracciones recristalizadas de 0.1 y 0.9. (Ref. 24)

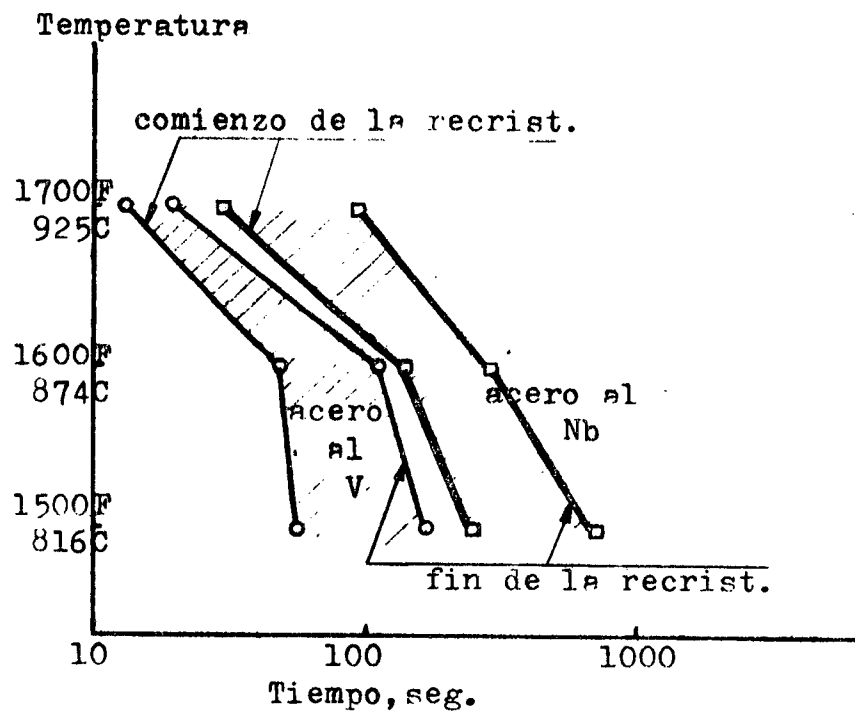


Fig.4-7 Tiempos de comienzo y fin de la recristalización de aceros deformados 35%R.A. a cada temperatura. Temp. de austenización 2300F (~1300C). (Ref.26)

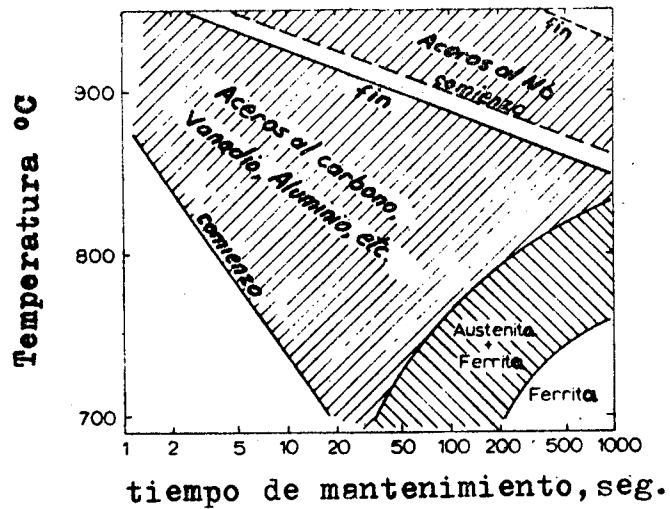


Fig.4-8 Recristalización de la austenita después de una deformación del 50%. (Ref.27)

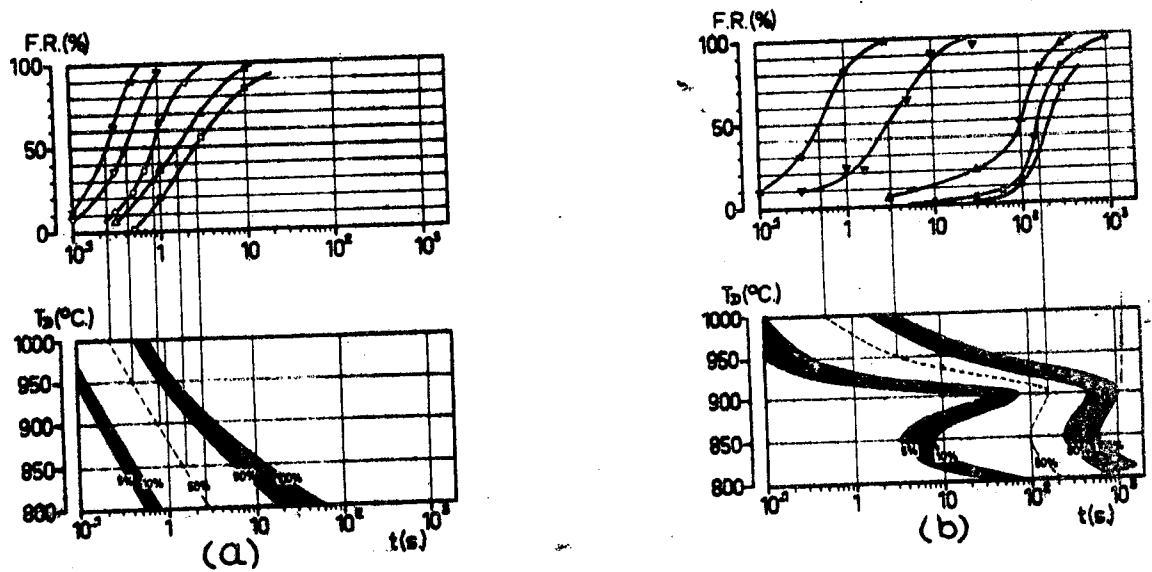


Fig.4-9 Recristalización isoterma de la austenita deformada al máximo a cada temperatura.
(a) acero de referencia
(b) acero al Nb.
(Ref.19)

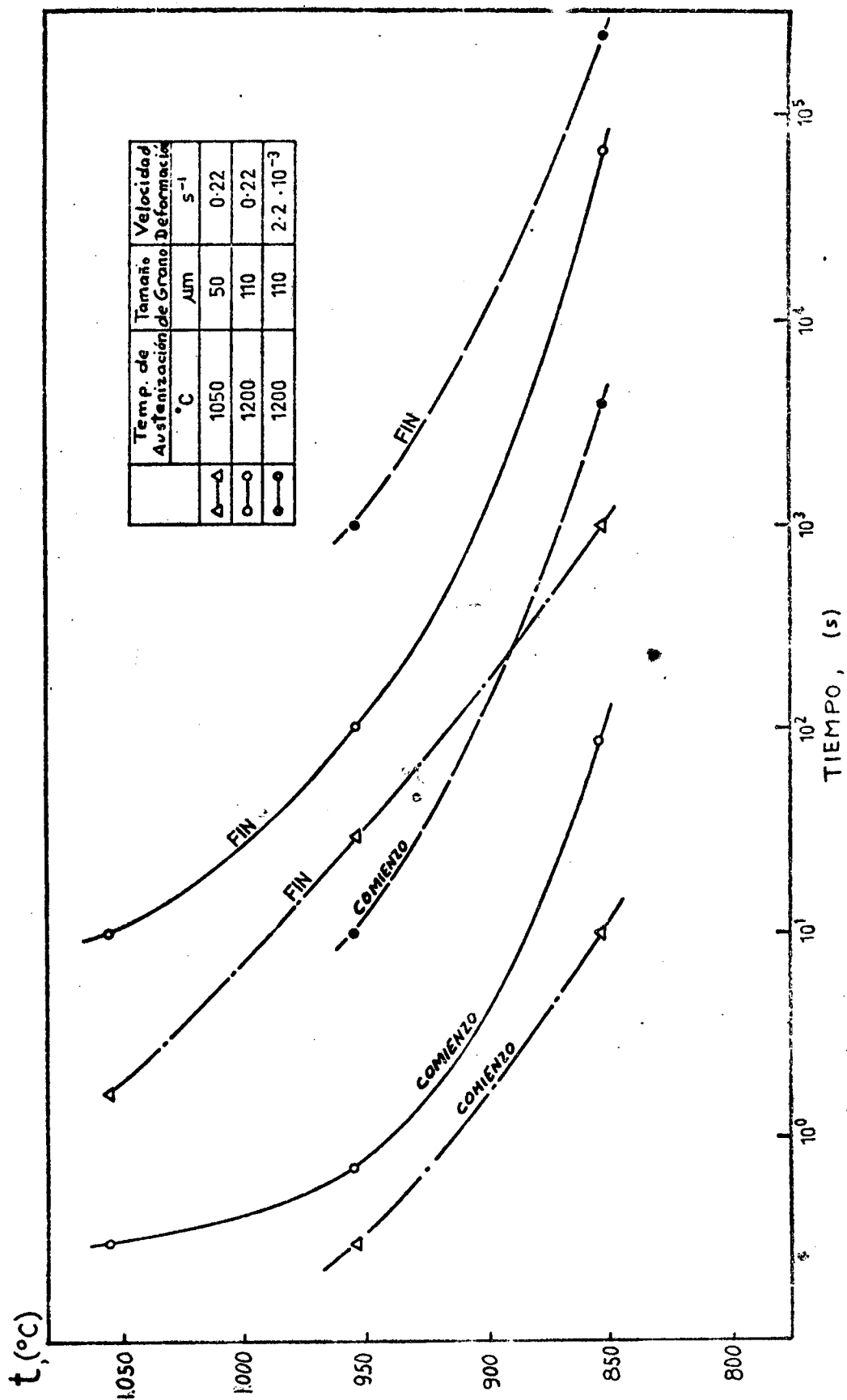


Fig.4-10 Diagrama de recristalización isotérmica de un acero microaleado con 0,015 de Nb y 0,025 de Ti después de una deformación verdadera de 0,3. (Ref.28)

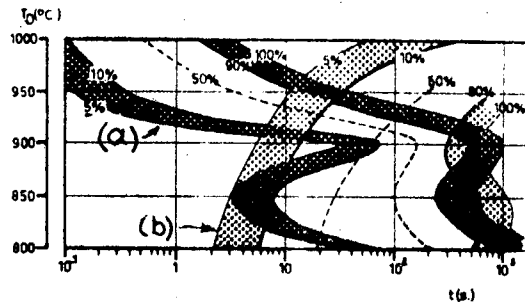


Fig.4-11 Superposición de diagramas:
 (a) de reorristalización estática isotérmica,
 (b) de precipitación.
 Ambos diagramas después de la deformación
 máxima correspondiente a cada temperatura.
 (Ref.19)

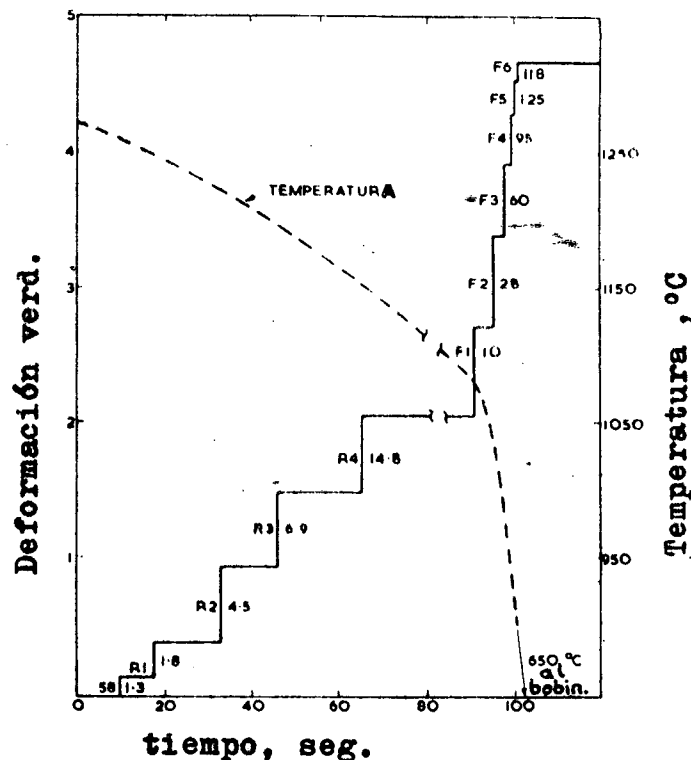


Fig.4-12 Programa típico de laminación de un desbaste plano de 216mm a chapa de 2mm. Se indican las velocidades de deformación verd. promedio para una veloc. de salida de 9,5m/s. (Ref.22)

Torque
Kgm

- 83 -

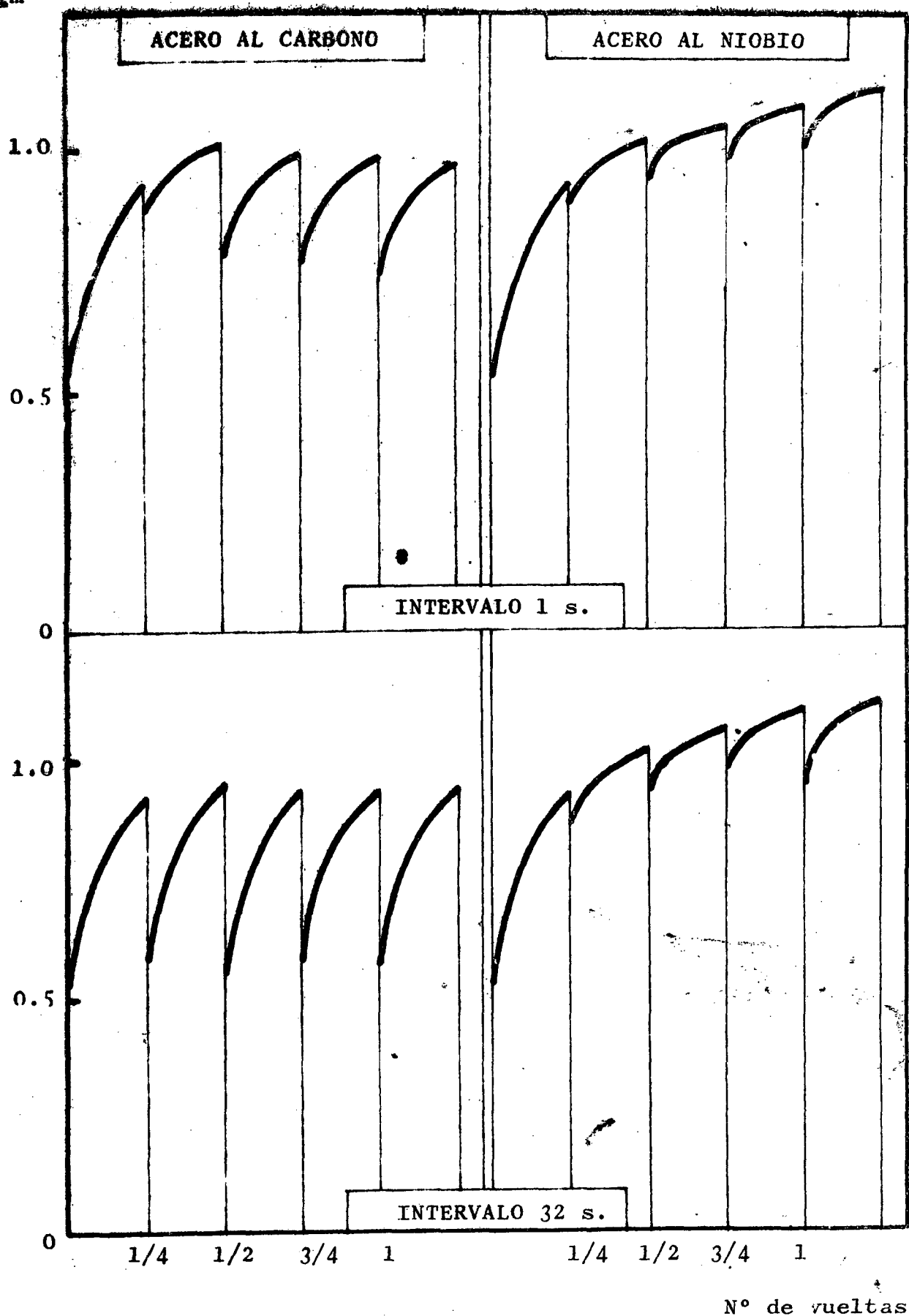


Fig. 4-13 Diagramas obtenidos por ensayos interrumpidos de Torsión.* (1/4 vuelta equivale a una deformación verdadera de 0.45 y a 30% de reducción por laminación aproximadamente). (Ref.23)

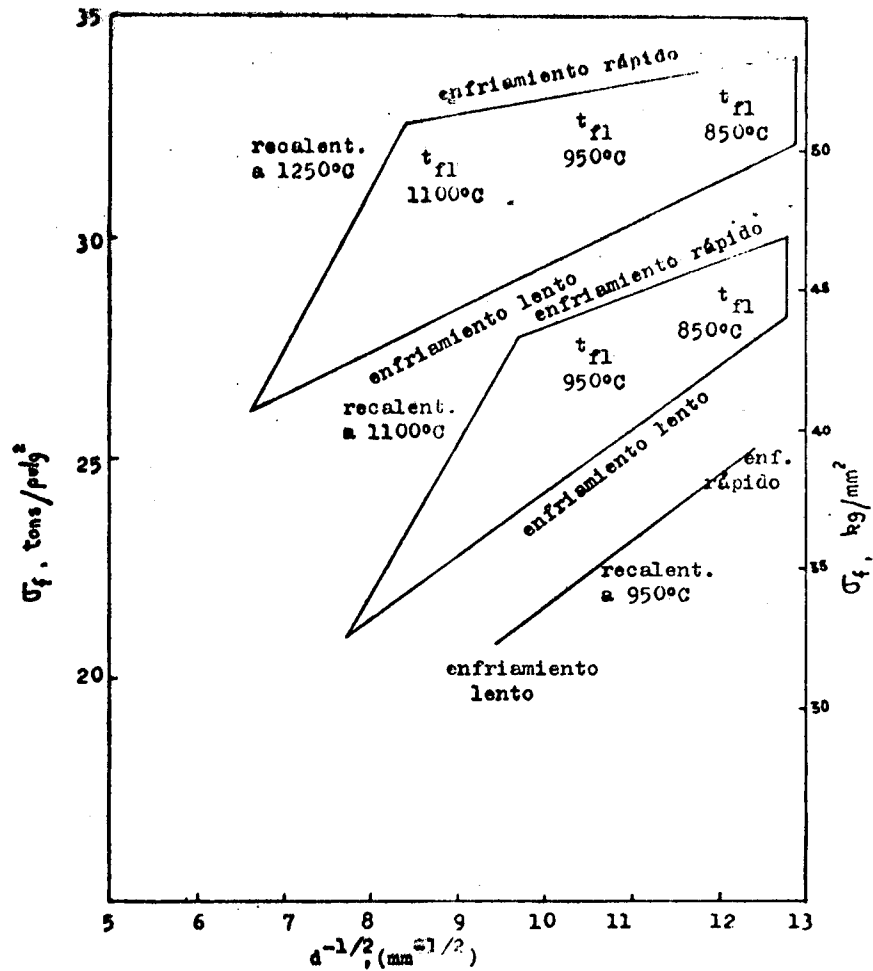


Fig. 5-1 Efecto de las variables de laminación sobre la relación esfuerzo de fluencia-tamaño de grano en los aceros al Nb. (Ref. 16)

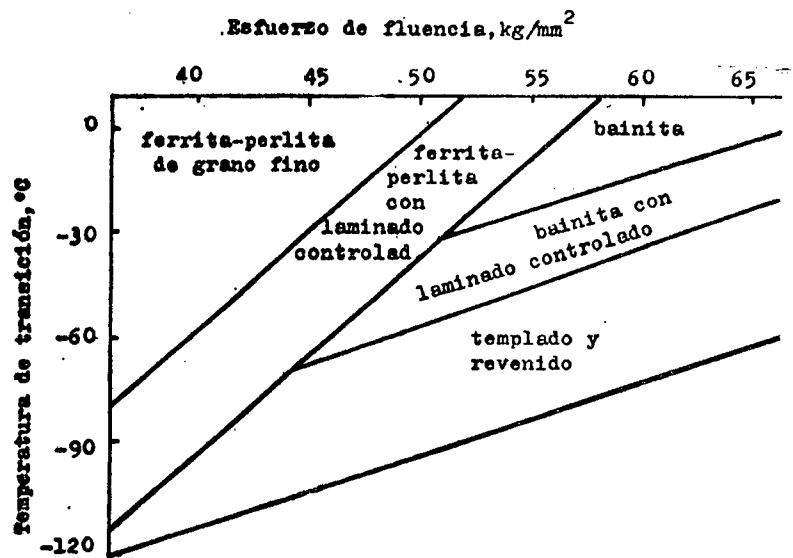


Fig. 5-2 Propiedades mecánicas generales obtenidas mediante el laminado controlado. (Ref. 32)

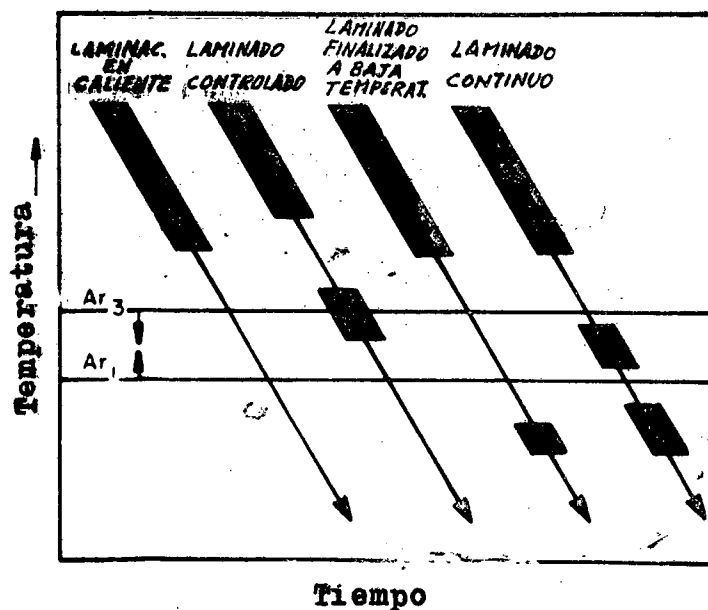


Fig.5-3 Laminado continuo y otras técnicas. (Ref.31)

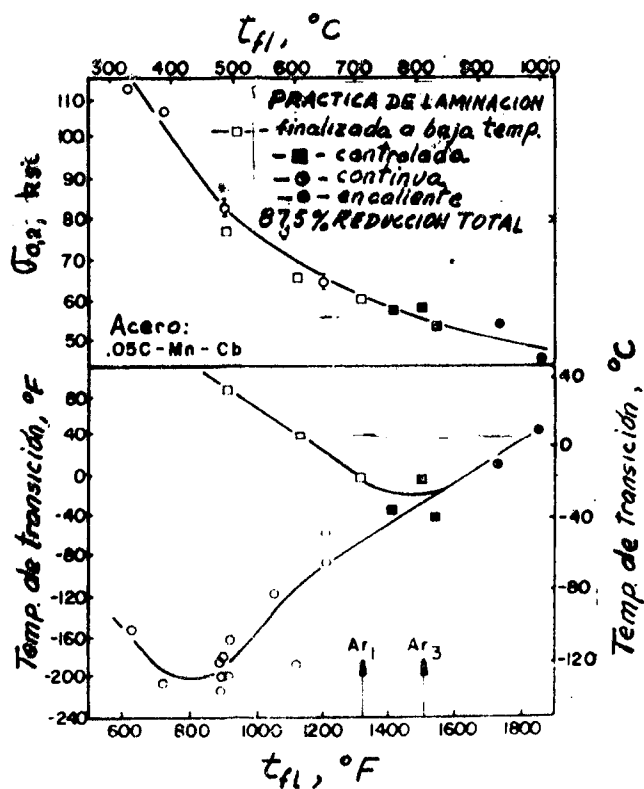


Fig.5-4 Efecto de la temperatura de finalización sobre σ_p y t en acero laminado por varios métodos. (Ref. 31)^c

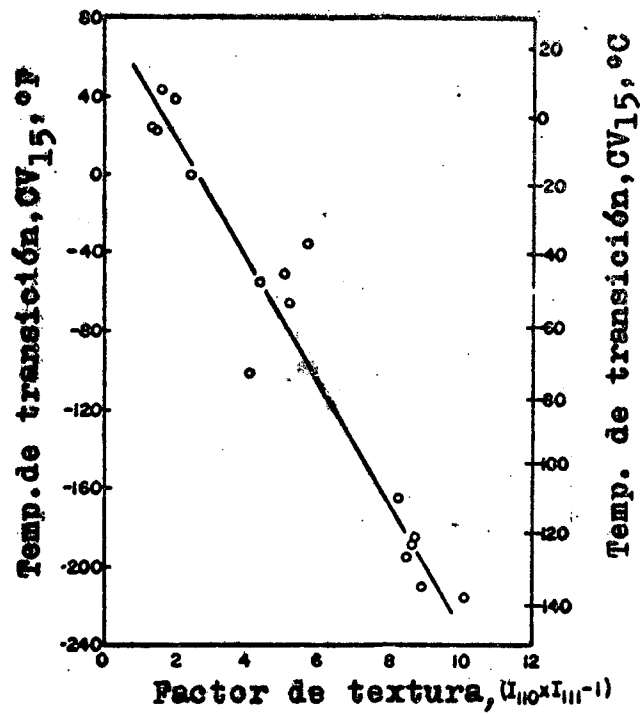


Fig.5-5 Relación entre la temperatura de transición y el factor de textura. (Ref.31)

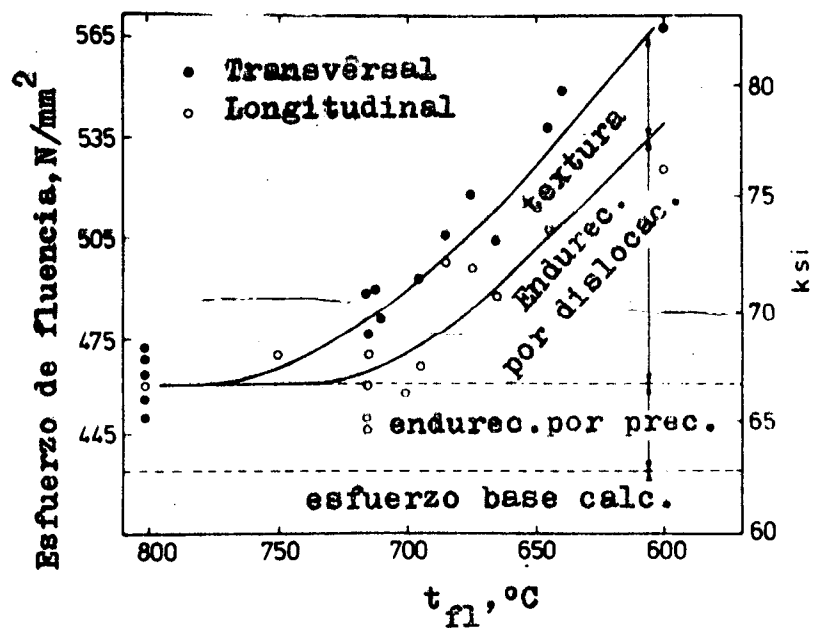


Fig.5-6 Componentes de σ_f en función de la temperatura de finalización. (Ref.34)

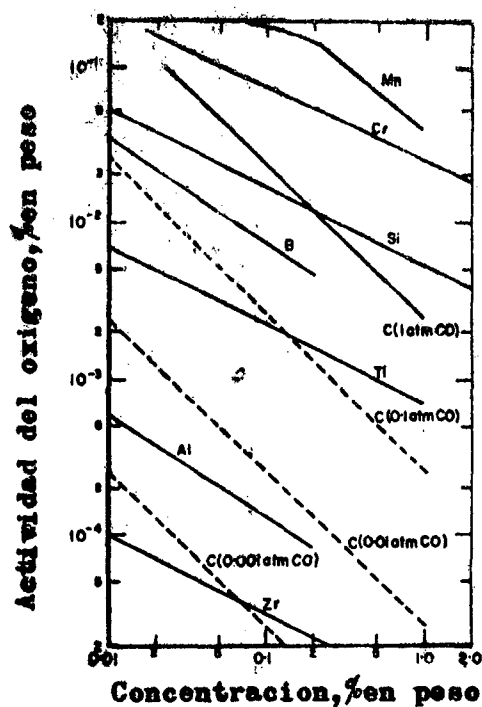


Fig. 6-1 Comparación del poder desoxidante de varios elementos en acero líquido a 1600°C. (Ref. 36)

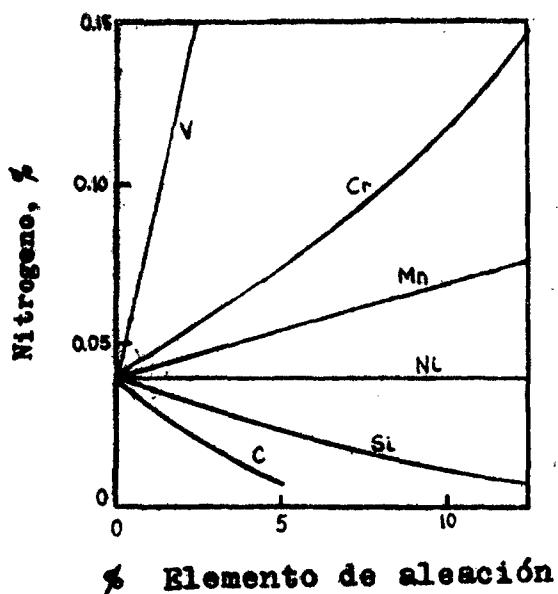


Fig. 6-2 Efecto de varios elementos de aleación sobre la solubilidad del nitrógeno a 1 atm. en hierro a 1600°C. (Ref. 36)

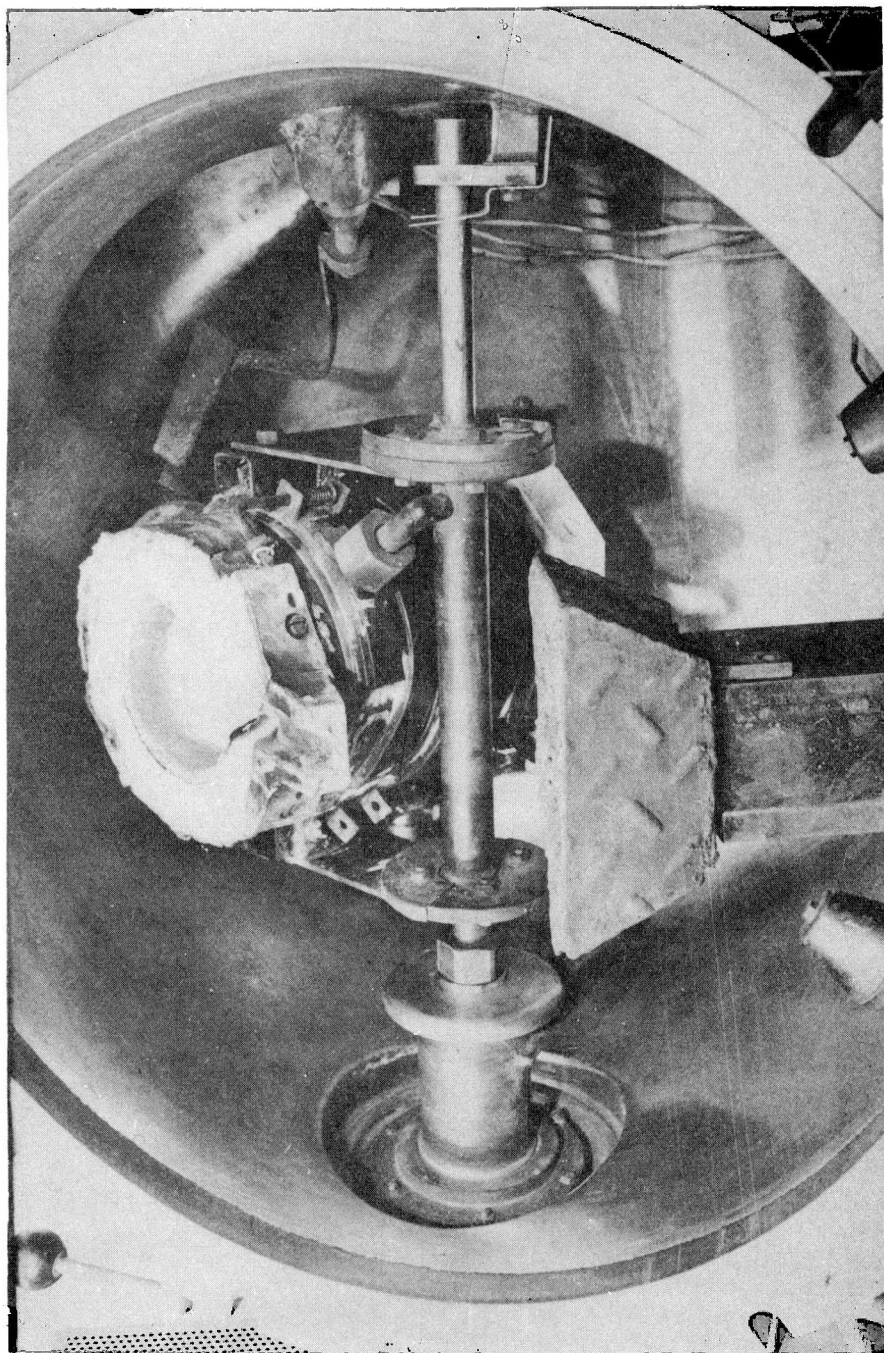


Fig. 6-3 Horno de inducción con campana de vacío
utilizado en el presente trabajo.

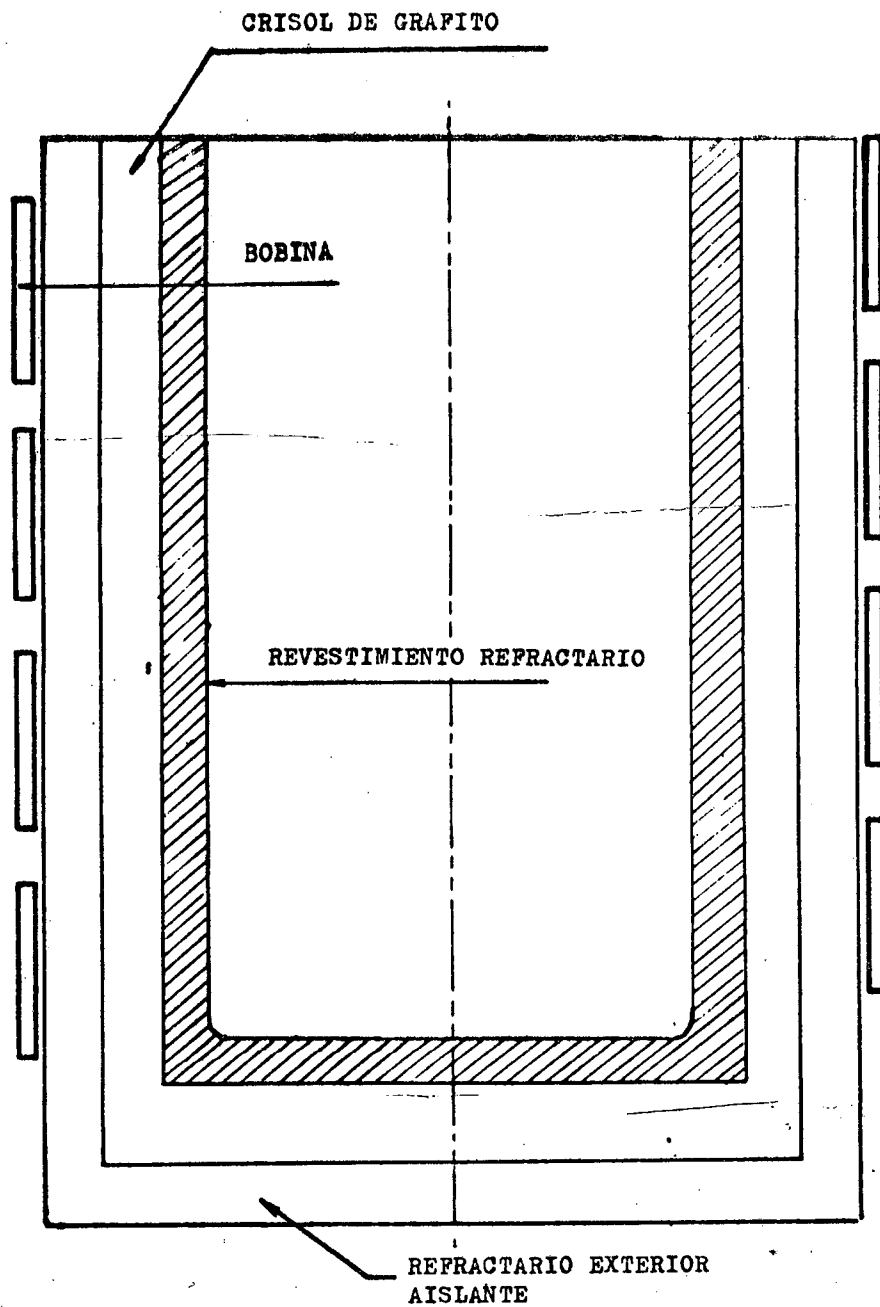


Fig.6-4 Conjunto Crisol-Bobina-Refractario.

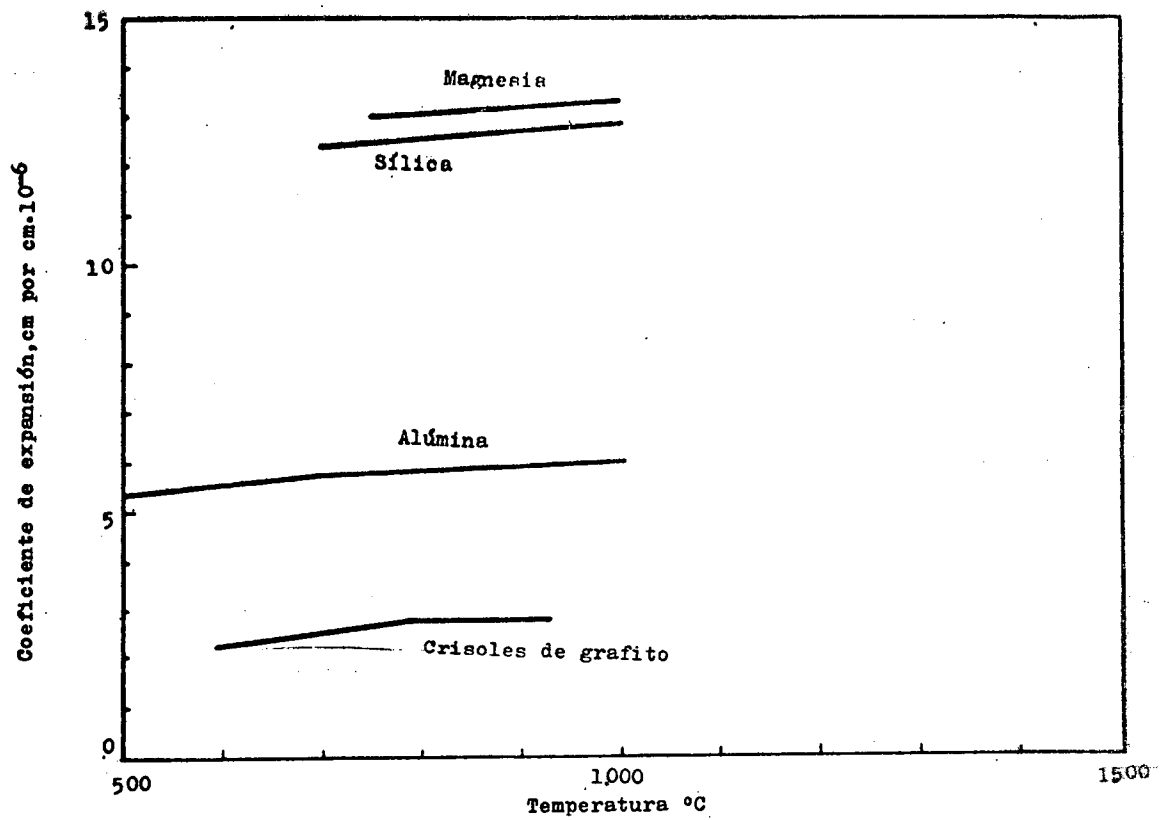


FIG. 6-5 VARIACION DEL COEFICIENTE DE EXPANSION TERMICA LINEAL CON LA TEMPERATURA. (Ref. 34)

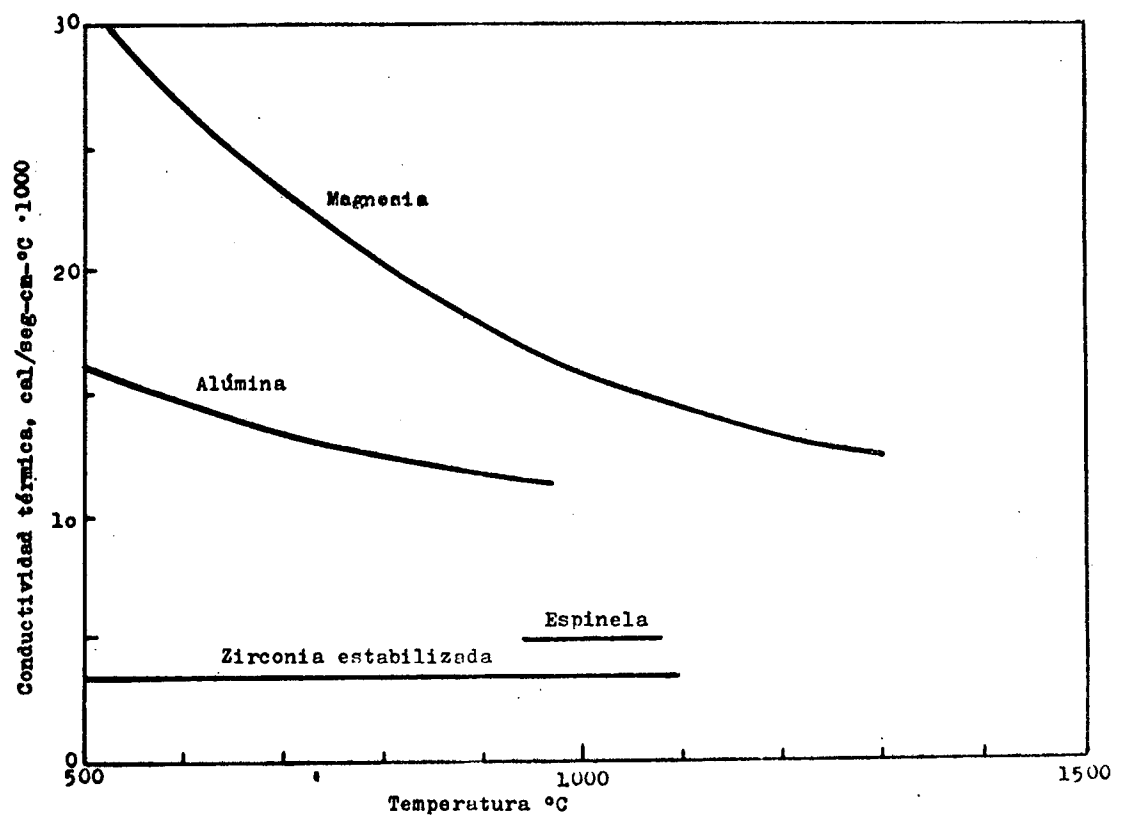


FIG. 6-6 VARIACION DE LA CONDUCTIVIDAD TERMICA CON LA TEMPERATURA/ (Ref. 34)

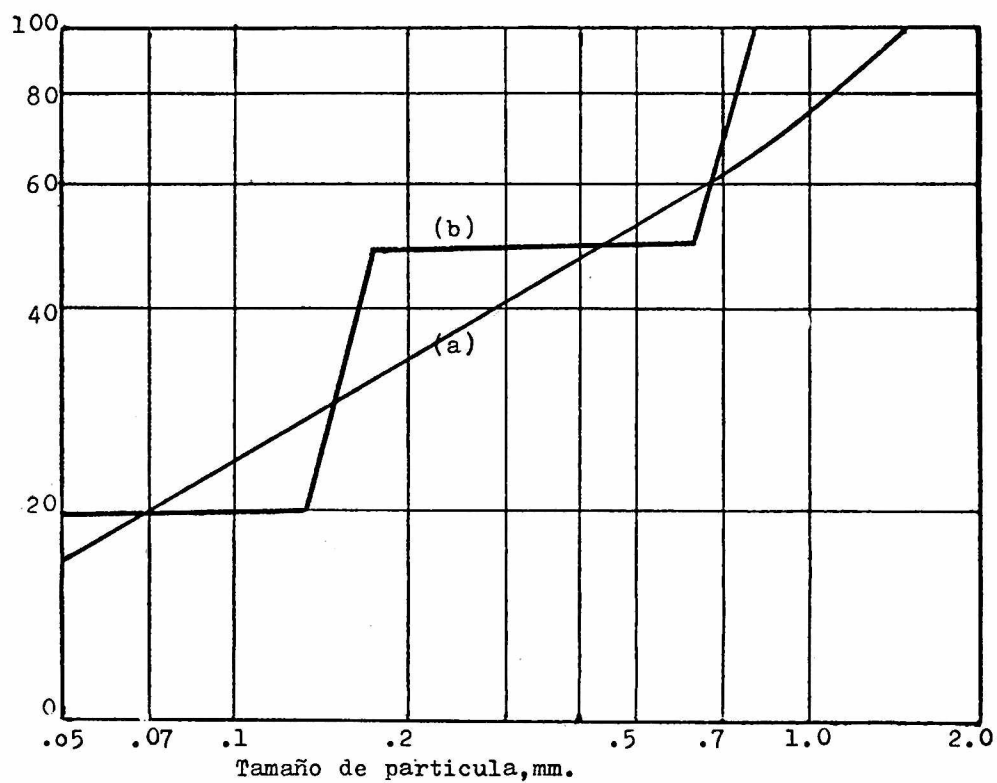


Fig.6-7 Distribución granulométrica. (a) Curva de Fuller, (b) utilizada en este trabajo.



Fig.6-8 Estructura efervescente de los lingotes.

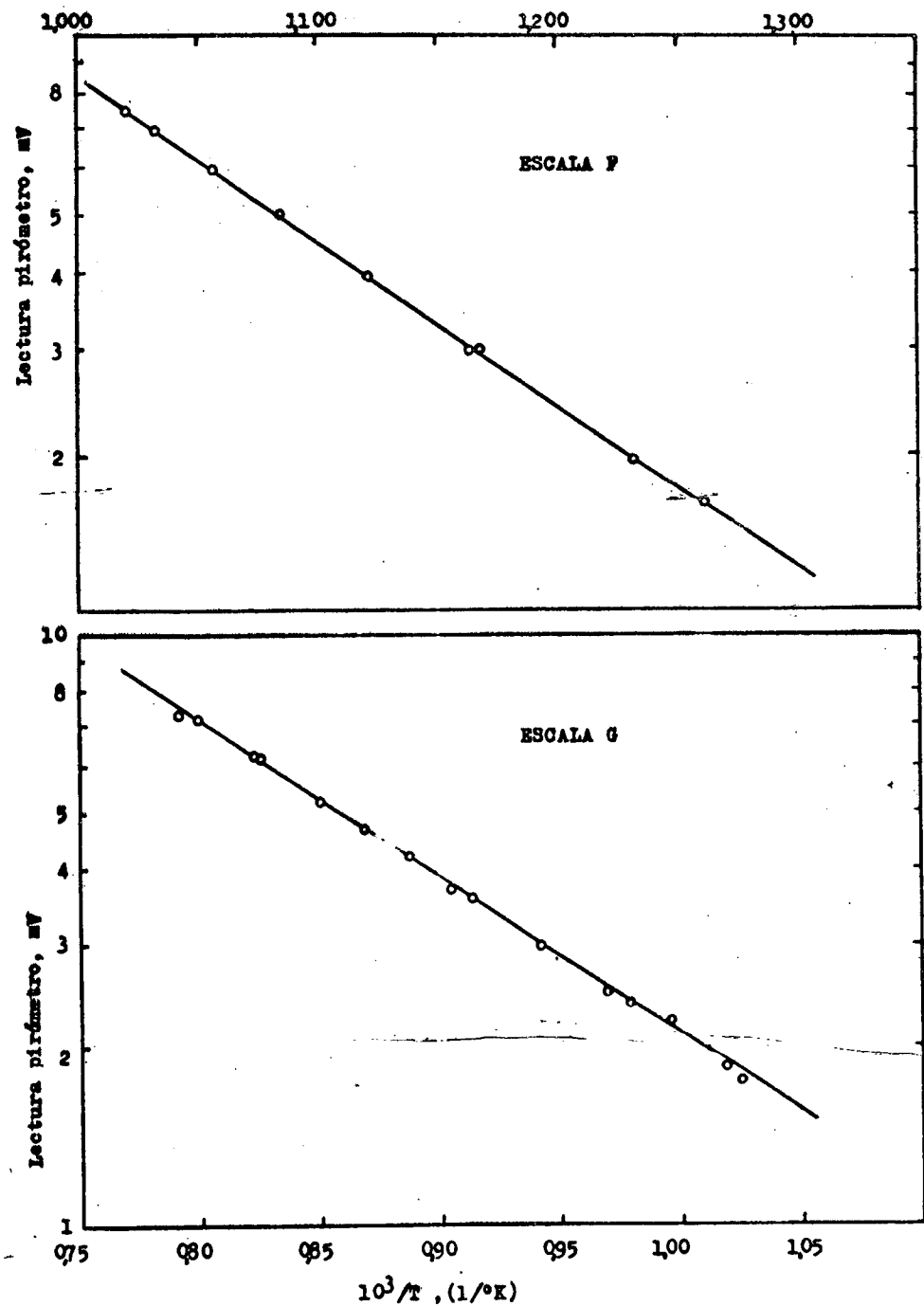


Fig.7-1 Rectas de calibración de las escalas F y G del pirómetro Ircon.

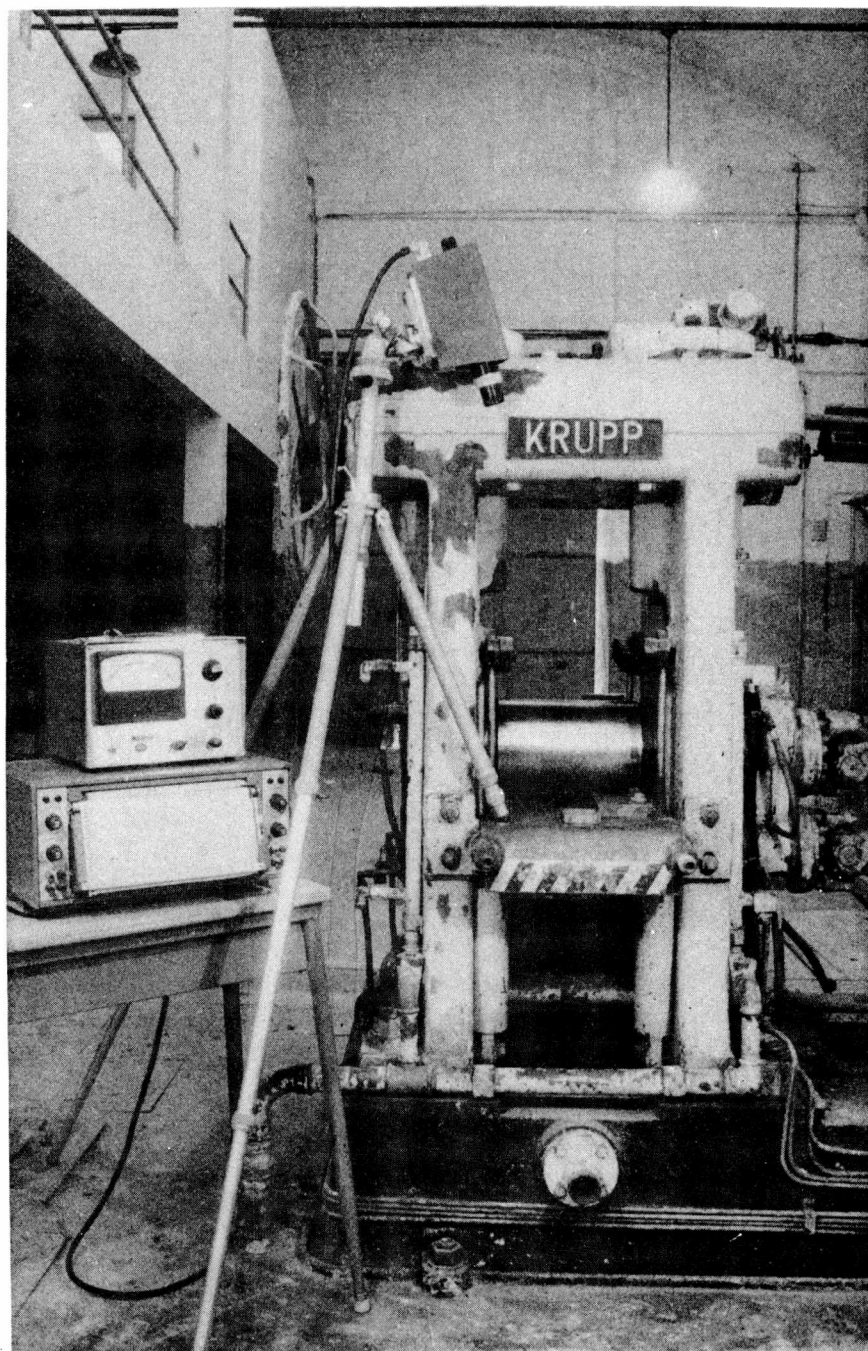


Fig. 7-2 La laminadora y el pirómetro utilizados en el presente trabajo.

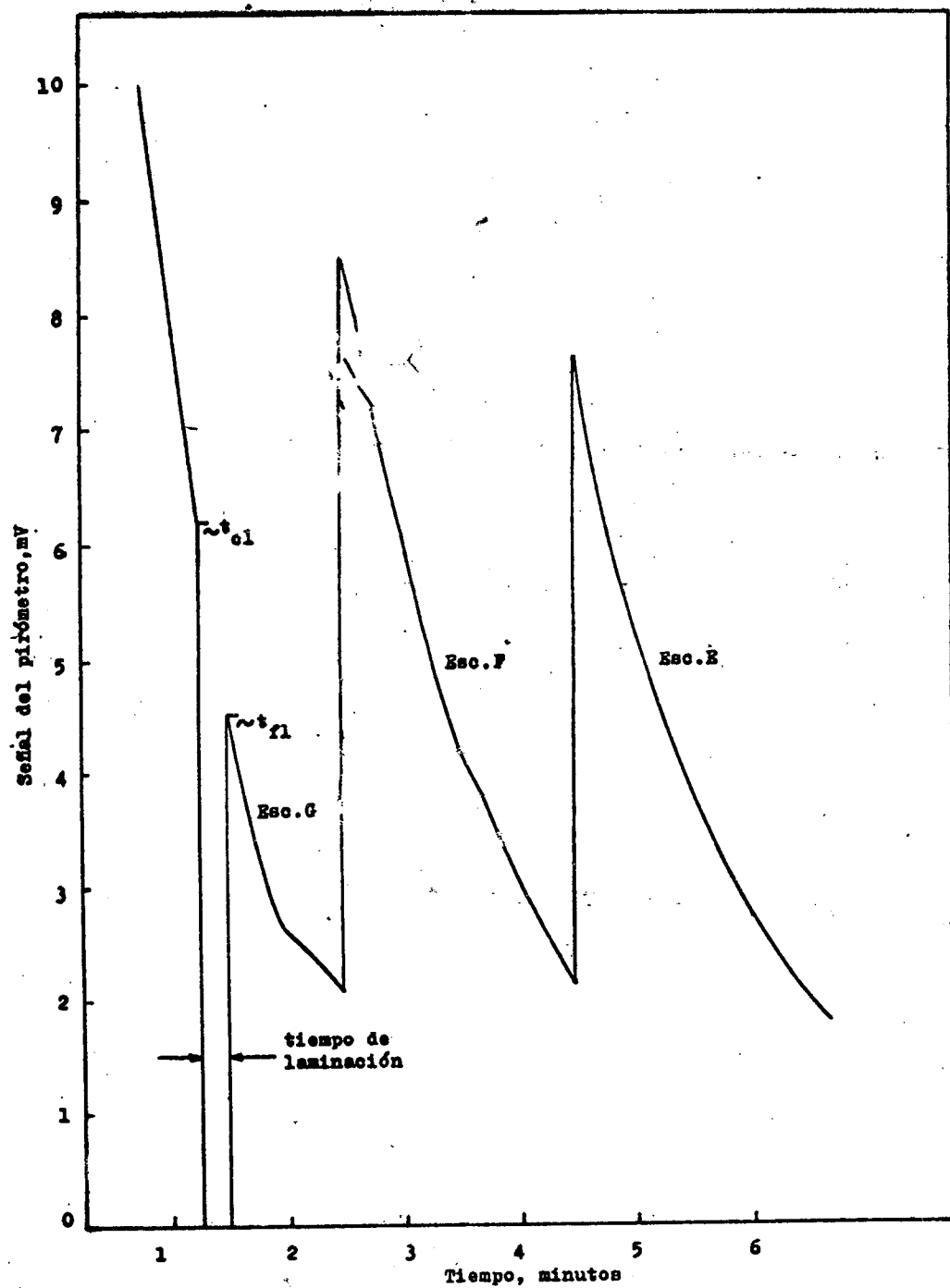


Fig.7-3(a) Registro típico de enfriamiento durante la laminación en caliente.

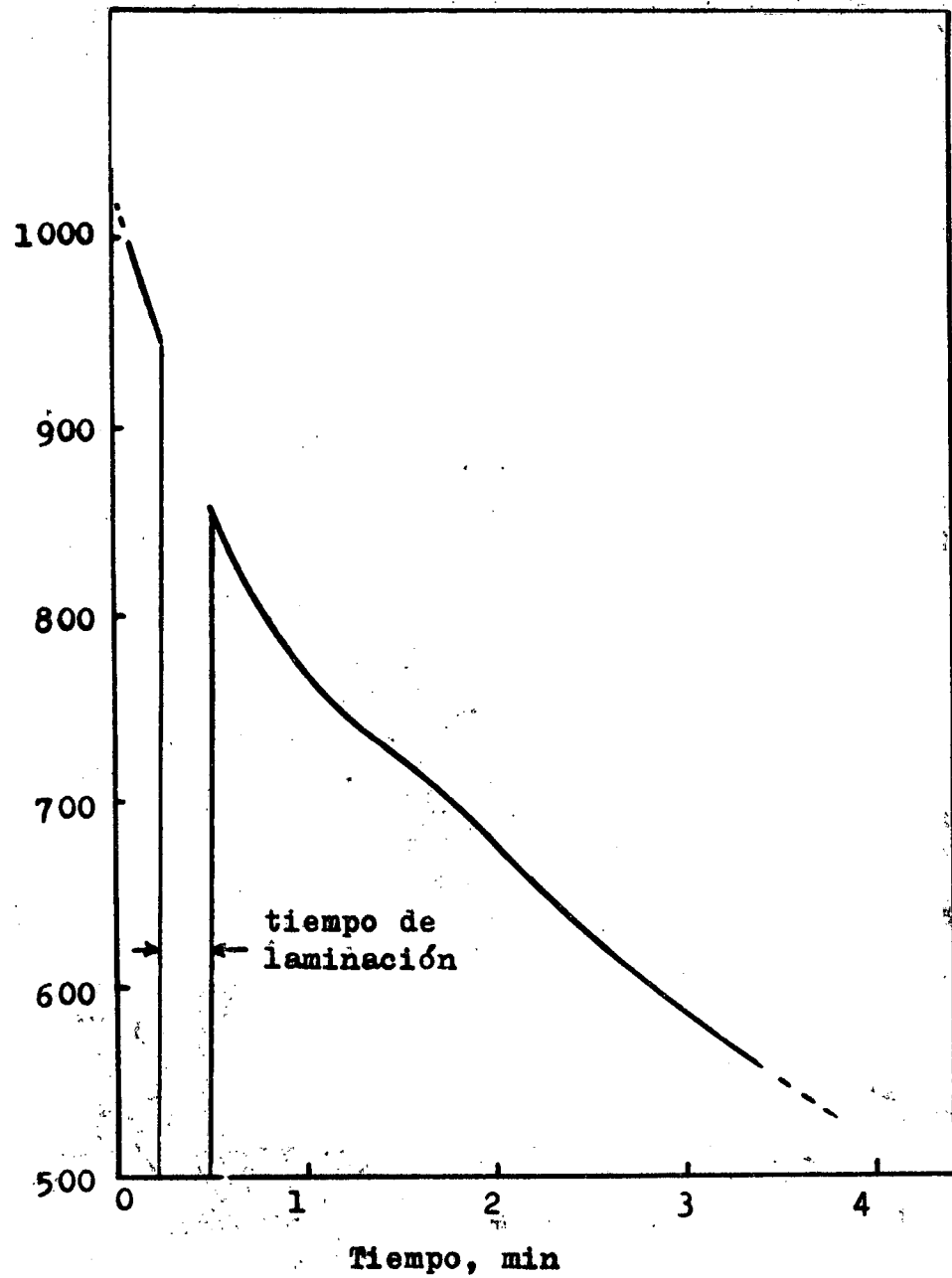


Fig.7-3(b) Curva de enfriamiento de una planchuela recalentada a 1.150°C , laminada entre 950 y 850°C y enfriada al aire. Espesor: 7 mm .

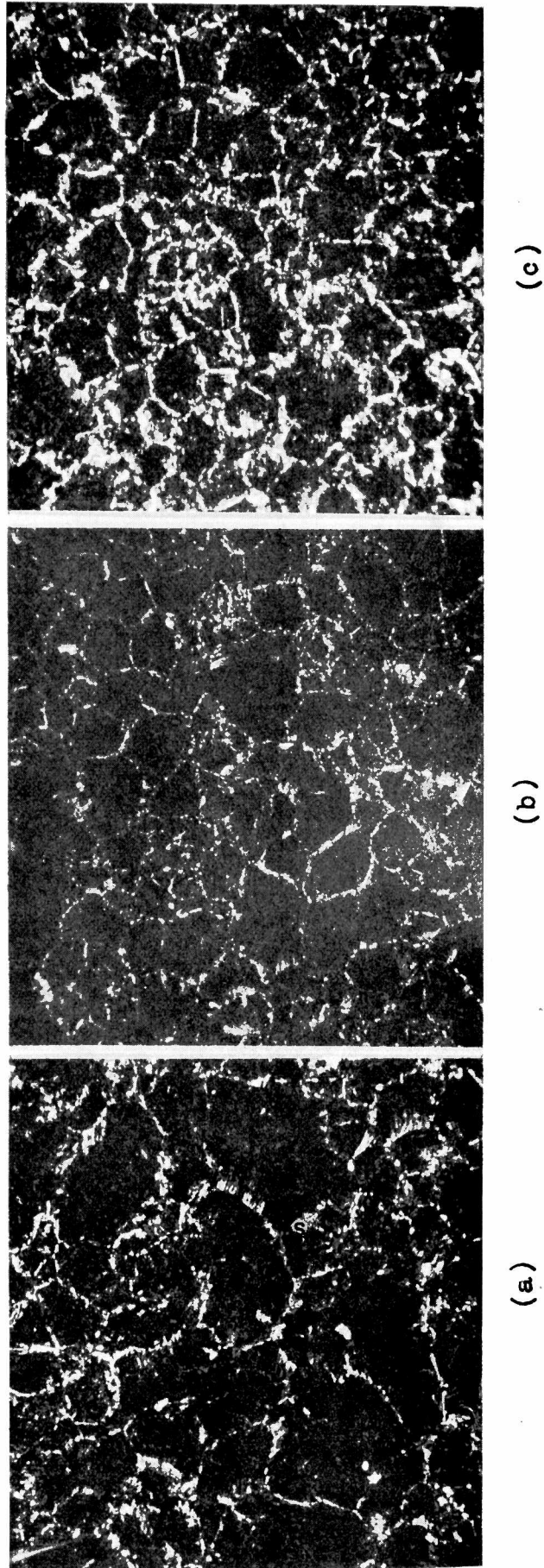


Fig. 8-1 Estructuras austeníticas después de 1 hr. a 1150°C. Los bordes de los granos γ aparecen delineados con ferrita. (a) acero 1, (b) acero 2, (c) acero 3. Ataque:nital 100X

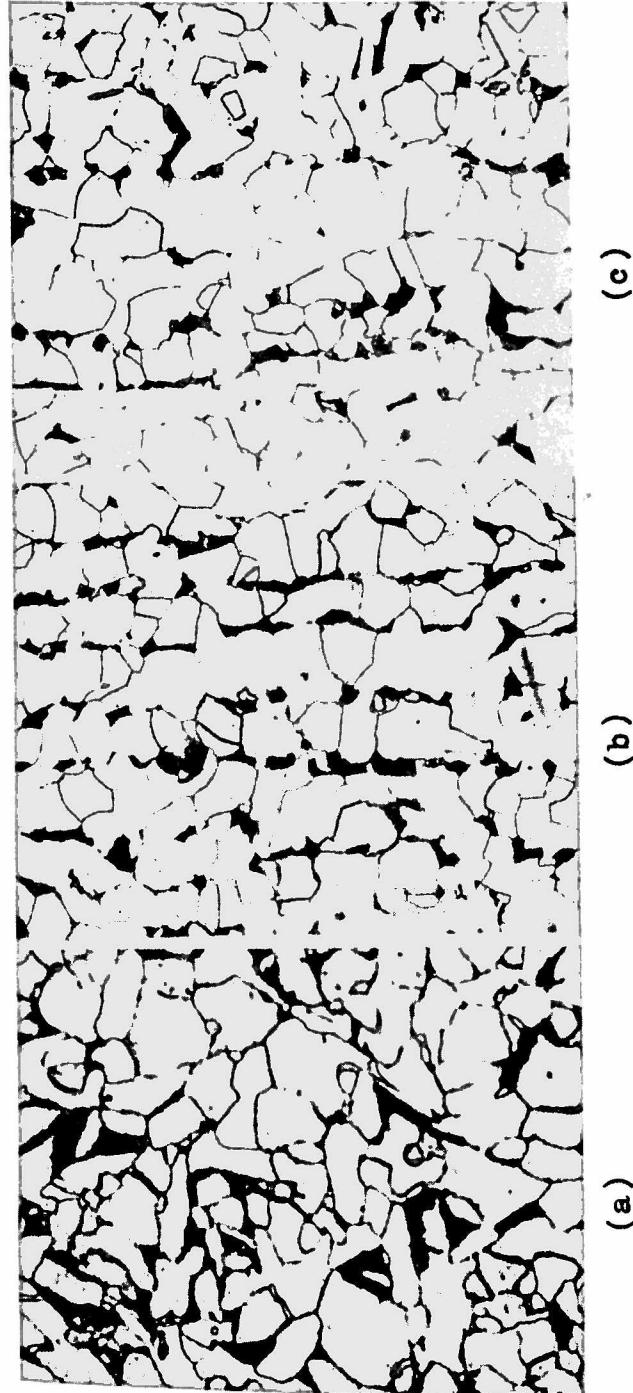


Fig. 8-2 Estructuras ferríticas obtenidas por laminado controlado del
acero 1 entre 950 y 850°C. Deformación total aplicada:
(a) 30%, (b) 62%, (c) 75%.
Ataque:nital 400X

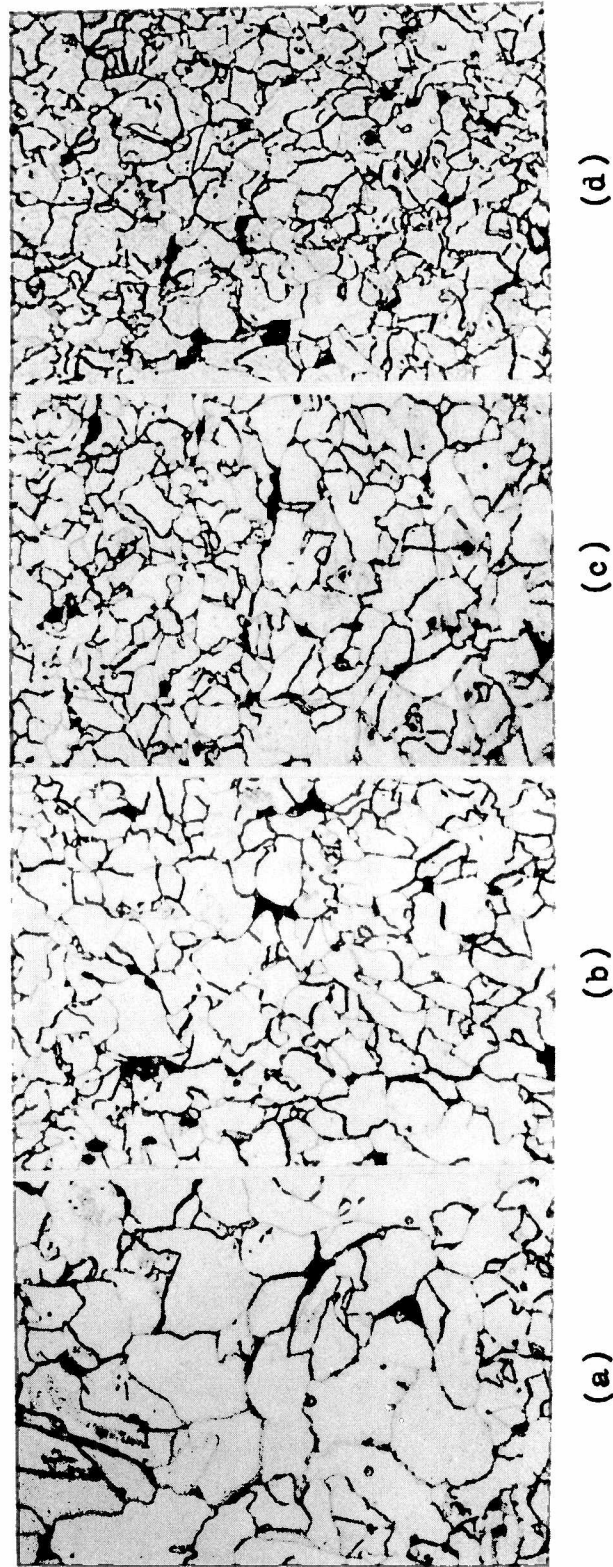


Fig. 8-3 Estructuras ferríticas obtenidas por laminado controlado del acero 3 entre 950 y 850°C. Deformación total aplicada:
(a) 30%, (b) 50%, (c) 65%, (d) 75%.
Ataque:nital 400X

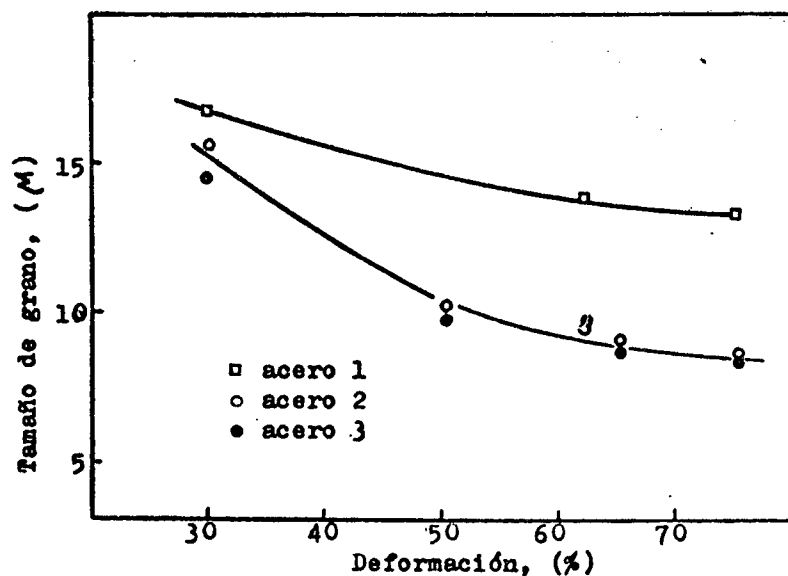


Fig.8-4 Influencia del porcentaje total de deformación aplicado entre 950 y 850°C sobre el tamaño de grano ferrítico.

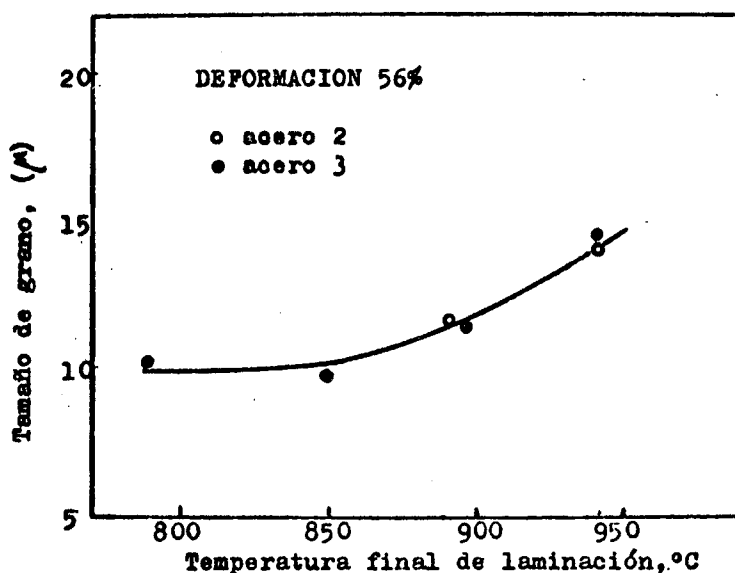
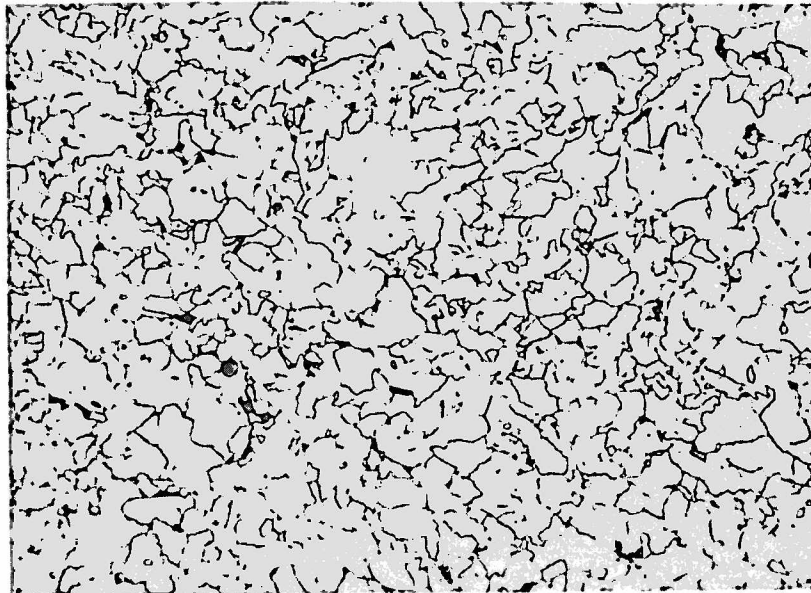
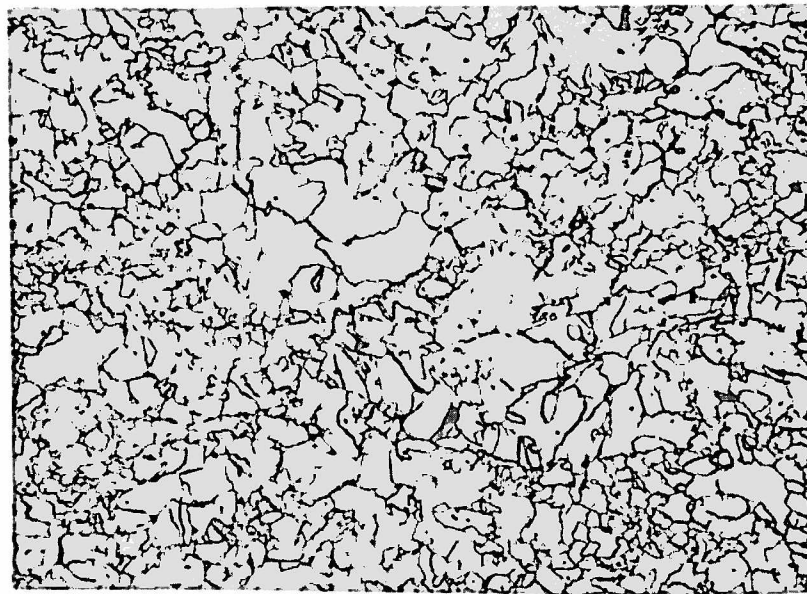


Fig.8-5 Influencia de la temperatura final de laminación sobre el tamaño de grano ferrítico. Deformación total aplicada constante (56%).



(a)



(b)

Fig.8-6 Estructura ferrítica del acero 3 laminado
el 30%. (a)entre 950 y 850°C, (b)entre 850
y 780°C. 200X

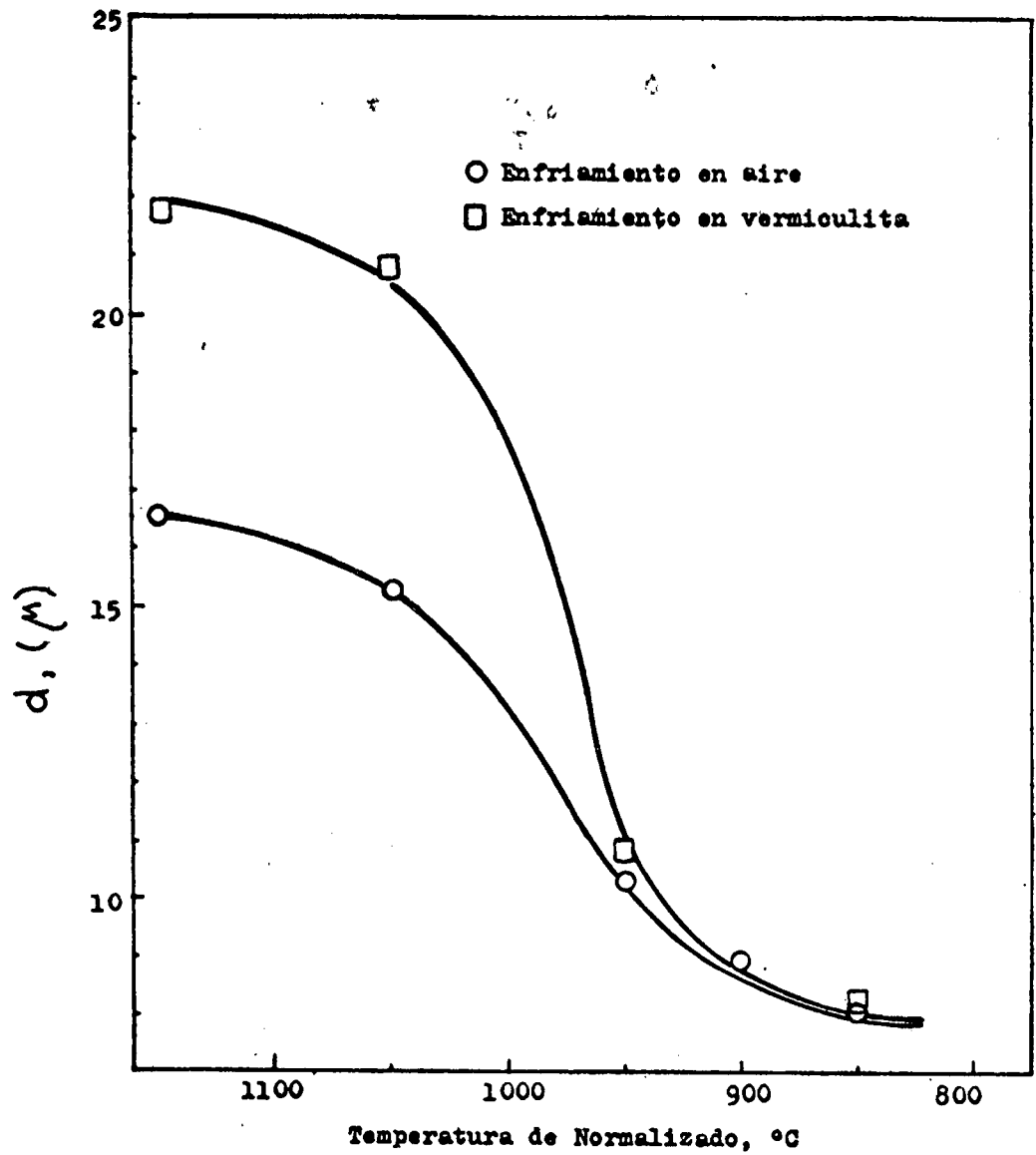


Fig.8-7 Tamaños de grano obtenidos después de normalizado con diferentes temperaturas de austenitización y dos velocidades de enfriamiento.

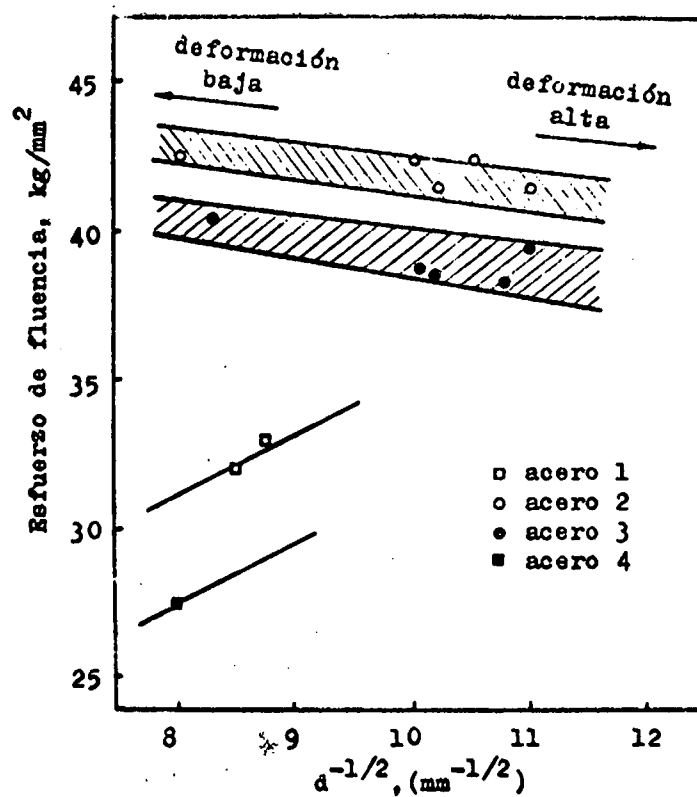


Fig.8-8 Esfuerzo de fluencia en función del tamaño de grano. Aceros laminados entre 950 y 850°C con deformación total aplicada variable.

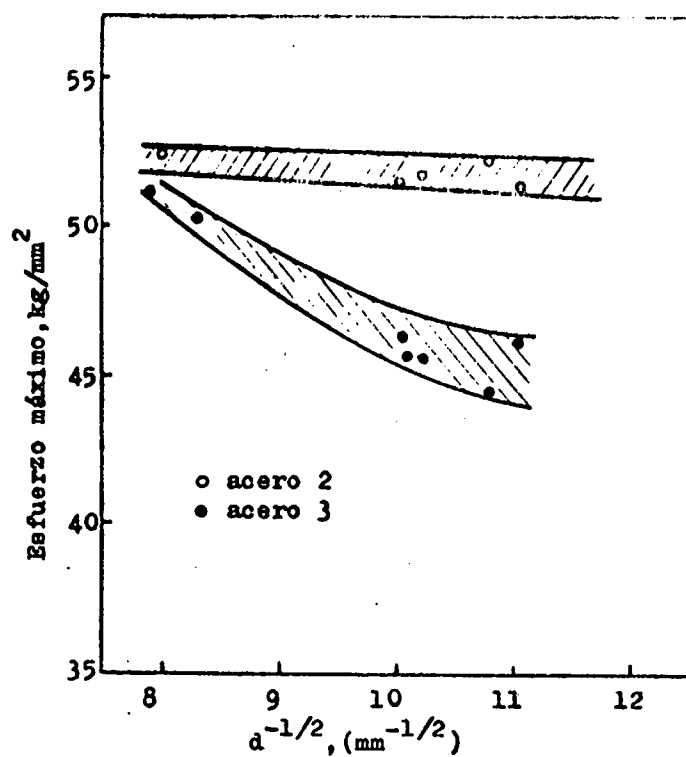


Fig.8-9 Esfuerzo máximo vs. tamaño de grano.

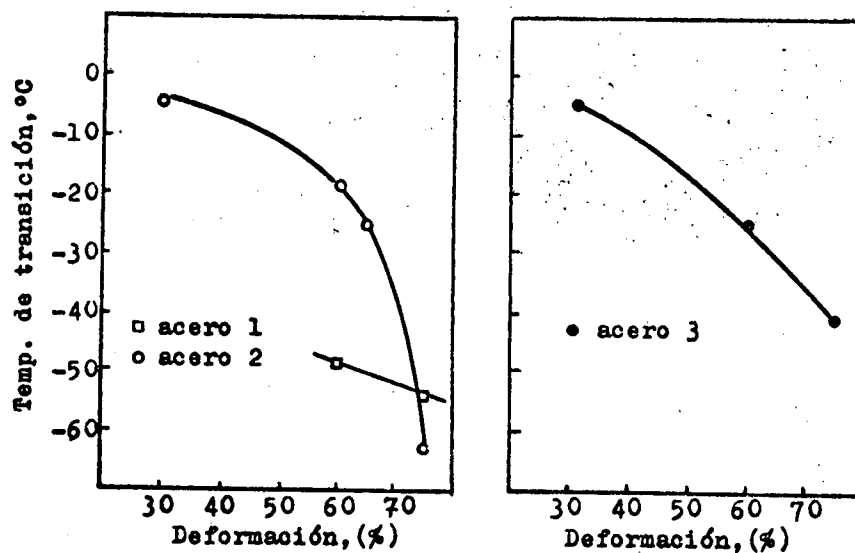


Fig.8-10 Temperatura de transición (50% de fractura dúctil) de los aceros 1,2,y 3 en función de la deformación aplicada entre 950 y 850°C.

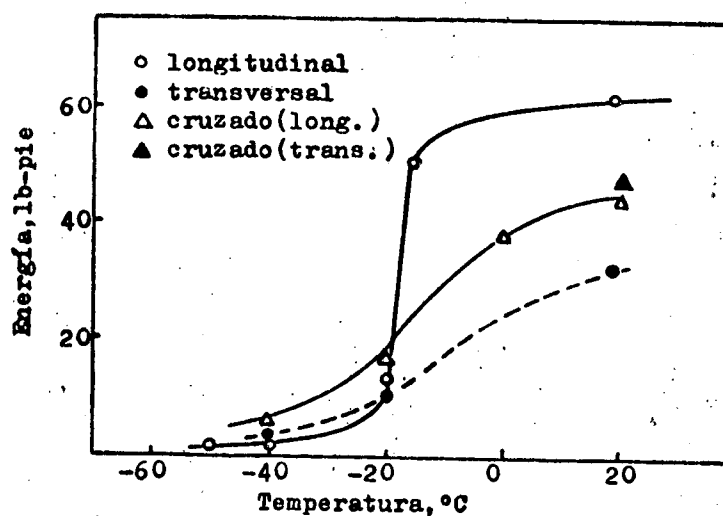


Fig.8-11 Curvas de impacto, longitudinal y transversal, de la planchuela 2S laminada unidireccionalmente. Curva de impacto de la planchuela 2J sometida a laminación cruzada.

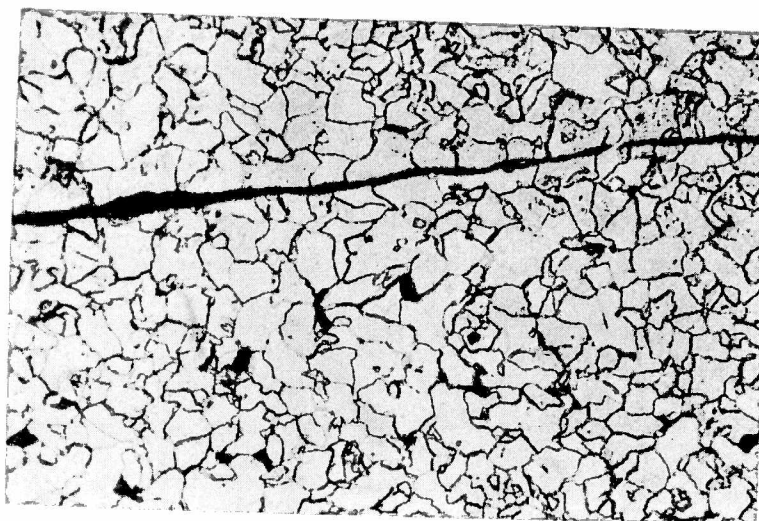


Fig.8-12 Inclusión alargada por el trabajado.400X.

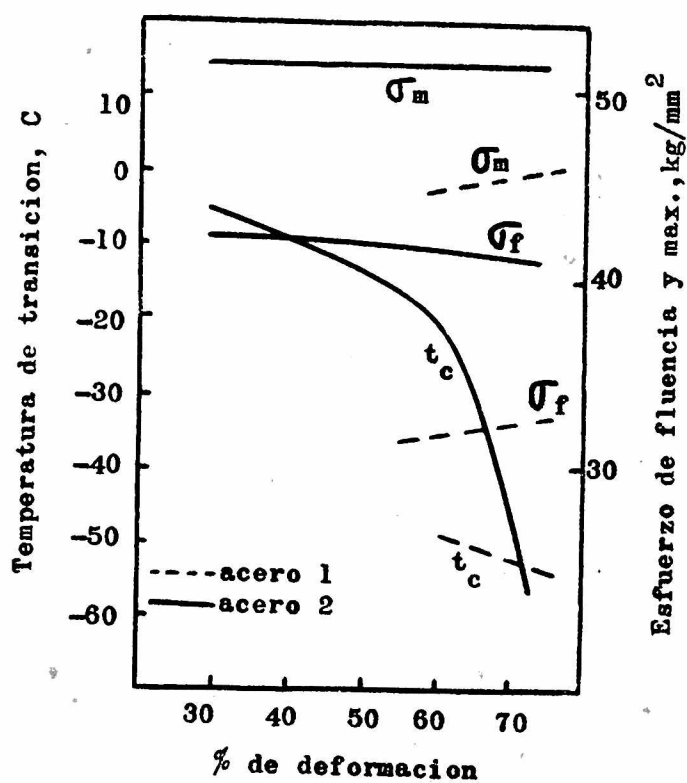


Fig.9-1 Compendio de la influencia del porcentaje de deformación aplicado entre 950 y 850°C sobre las propiedades mecánicas del acero 1 (base de alto nitrógeno) y del acero 2 (VN).