

CNEA-NT 12/86

04.86.13

REPUBLICA ARGENTINA
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
Dependiente de la Presidencia de la Nación
GERENCIA DE DESARROLLO

SUSTITUCION POR NIOBIO DE ELEMENTOS ALEANTES
EN EL ACERO RAPIDO M2

R. Piotrkowski, J. García Rocha* y R. Versaci

* Universidad Autónoma San Luis de Potosí, México

Buenos Aires

1986

1. INTRODUCCION

Los aceros rápidos tradicionales son aleaciones complejas de base hierro que contienen carbono, cromo, vanadio, molibdeno y/o tungsteno y, en algunos casos adiciones importantes de cobalto.

La Tabla 1 muestra la composición típica de algunos aceros rápidos. El carbono y demás elementos aleantes son balanceados de forma tal que se obtenga como resultados un acero con las adecuadas propiedades físicas tales como: capacidad de corte, resistencia al desgaste, tenacidad y, esencialmente, la capacidad de retener niveles de dureza superiores a RC 50 a temperaturas cercanas a los 550° C (1).

La Tabla 2 muestra los requerimientos para aceros de alta velocidad (2). Toda modificación de la composición y/o tratamientos termomecánicos debe ser tal que el acero resultante cumpla con estos requerimientos.

Históricamente el primer acero rápido fue el T1, con 18% de tungsteno, desarrollado por Mushet en Inglaterra y por F.W. Taylor en E.E.U.U. a principios de este siglo (3,4).

El acero M2, con 6% de tungsteno y 5% de molibdeno fue desarrollado en la década del 50 debido a la escasez de tungsteno debido a la Segunda Guerra Mundial. En la actualidad este acero satisface el 50% del mercado mundial de aceros rápidos.

Por muchos años los precios de los aleantes utilizados en el acero M2 se mantuvieron estables, pero en los últimos 10 años esta situación se ha revertido debido principalmente a factores políticos y estratégicos. Por lo tanto, los productores de aceros de alta velocidad se vieron ante la alternativa de modificar la composición de los mismos sustituyendo el W, Mo y/o V, total o parcialmente por otros

formadores de carburos como el Nb.

Si bien las propiedades del Nb que determinan su potencial habilidad para integrar los aceros rápidos eran ya conocidas en el momento en que se desarrolló el acero M2, el auge del tema en la actualidad se debe al descubrimiento de riquísimos yacimientos de mineral con Nb en Brasil y en Canadá y en el desarrollo de un proceso económico de extracción de Nb a partir del mineral "pyrochlore", rico en pentóxido de Nb.

En la actualidad los aceros rápidos con Nb están en la etapa de desarrollo (5-9).

El objetivo del presente trabajo es estudiar la microestructura y la evolución de los elementos aleantes en aceros para herramientas. Se han estudiado un acero M2 y tres aceros en los que, tomando como base la composición química del acero M2, se ha reemplazado respectivamente el tungsteno, el molibdeno y parcialmente ambos por niobio.

TABLA N° 1

COMPOSICION TIPICA DE ALGUNOS ACEROS RAPIDOS

AISI GRADOS	%C	%Cr	%V	%W	%Mo	%Co
Grados al Mo						
M1	0.80	4.0	1.0	1.5	8.0	----
M2	0.85	4.0	2.0	6.0	5.0	----
M3(1)	1.05	4.0	2.4	6.0	5.0	----
M3(2)	1.20	4.0	3.0	6.0	5.0	----
M15	1.50	4.0	5.0	6.5	3.5	5.0
M35	0.80	4.0	2.0	6.0	5.0	5.0
M42	1.10	3.75	1.2	1.5	9.5	8.0
Grados al W						
T1	0.75	4.0	1.0	18.0	---	----
T2	0.80	4.0	2.0	18.0	---	----
T4	0.75	4.0	1.0	18.0	---	5.0
T6	0.80	4.5	1.5	20.0	---	12.0
T1.50	1.50	4.0	5.0	12.0	---	5.0
T42	1.30	4.0	3.0	9.0	3.0	9.5

TABLA N° 2
REQUERIMIENTOS PARA ACEROS DE ALTA VELOCIDAD

	ESTANDARD	INTERMEDIO
Requerimientos Químicos:		
Contenido de Aleación mínima de los elementos principales.		
CARBONO	0.65	0.70
CROMO	3.50	3.25
VANADIO	0.80	0.80
TUNGSTENO + 1.8 X MOLIBDENO	11.75	6.50
Contenido mínimo total de aleantes, basado en el equivalente del tungsteno ($1/3Cr + 6.2V + W + 1.8Mo$):		
GRADOS CONTENIENDO MENOS QUE 5% COBALTO	22.50	13.00
GRADOS CONTENIENDO 5% o MAS DE COBALTO	21.00	12.00
Requerimientos de respuesta al endurecimiento: agilidad a ser austenizado y revenido a una temperatura no menor que 510° C con una estructura de grano fino (Tamaño de grano Snyder - Graff 8 mínimo)	63 HRC	62 HRC

2. PROPIEDADES FISICO - QUIMICAS

2.1. Microestructura y Tratamientos Térmicos

El comportamiento de los aceros está ligado a la microestructura que depende de la composición y de los tratamientos termomecánicos a que son sometidos.

En el estado en que son normalmente adquiridos (estado blando), la microestructura de los aceros rápidos consiste en una mezcla de carburos complejos, $M_{23}C_6$, M_2C , M_6C y $M C$, en matriz ferrítica (10).

Para alcanzar las propiedades del estado final se realizan dos tratamientos térmicos: templeado y revenido.

El primer tratamiento consiste en un breve recocido a alta temperatura, en general unos 80 grados por debajo del punto de fusión, a fin de asegurar la adecuada disolución

del carbono y demás elementos aleantes en la austenita, y posterior enfriamiento, en que se produce la transformación martensítica. El acero así endurecido está constituido por martensita de alta aleación (55-80%), austenita retenida (hasta un 30%) y carburos no disueltos (5-12%). Estos carburos estables son de los tipos M_2C , M_6C y MC .

El segundo tratamiento consiste en un recocido a una temperatura cercana a los $550^{\circ}C$ y posterior enfriamiento en aire. Durante este tratamiento ocurre la transformación de la austenita retenida y la precipitación de nuevos carburos de W, Mo, y V responsables del endurecimiento secundario.

La microestructura final consiste en grandes carburos primarios (diámetro $1-2\mu m$) dispersos en una matriz de martensita revenida que contiene además una dispersión mucho más fina de carburos secundarios que precipitan durante el revenido.

Los estudios previos en aceros rápidos mostraron que los carburos primarios MC y M_6C se forman tanto durante la solidificación como en el recocido subsiguiente que conduce al estado blando, debido a los altos contenidos de V, W y Mo. Además, y dependiendo de la composición exacta de los aceros se pueden también formar los carburos primarios del tipo $M_{23}C_6$, M_7C_3 y M_2C .

Debido a la dispersión extremadamente fina de los carburos secundarios en el estado de dureza máxima se han obtenido muy pocas imágenes claras de estos precipitados y sólo bajo óptimas condiciones de revenido. Por lo tanto no ha sido posible determinar aún en forma exacta las fases responsables del endurecimiento secundario. Dependiendo de la composición de la aleación, se considera que son del tipo MC o M_2C .

En particular en el acero M2 la solidificación da lugar a varios tipos de carburos siendo el más importante el M_2C . Estudios previos probaron que el carburo primario M_2C es metaestable y que a temperaturas dentro del rango austenítico se transforma en los carburos M_6C y MC en una reacción que algunos investigadores clasifican como quasi-peritectoide.

2.2. Composición Química

Para poder estudiar a fondo el efecto de la sustitución por Nb de algunos elementos aleantes es necesario conocer la función principal que éstos cumplen en el acero M2. Se tratará someramente sobre ellos.

W y Mo: Se comportan en la misma forma: promueven la resistencia al desgaste y mejoran la dureza en caliente. La efectividad del corte de los aceros se incrementa linealmente con el incremento de porcentaje de aleante. El Mo puede ser usado para reemplazar al W en una relación aproximada de 1% para cada 1.6 - 2.0% de W.

Cr: Por lo general los aceros rápidos contienen adiciones de Cr del orden del 4% cuya función principal es mejorar la templabilidad. El Cr en los aceros revenidos está presente en la forma de carburos, los cuales se disuelven dentro de la austenita en el tratamiento de austenización y se convierte así en fuente principal de martensita en las herramientas templadas y revenidas. No contribuye al endurecimiento secundario durante el revenido.

V: Este elemento está siempre en cantidades que varían entre 1 y 3%. Forma carburos extremadamente estables del tipo VC o V_4C_3 , los cuales son virtualmente insolubles a temperaturas normales de endurecimiento. Por esta razón limita en gran medida el crecimiento de grano.

Co: Es un elemento de adición opcional, y sólo se encuen

tra en algunos supergrados, en los cuales está limitado a un 10%. El agregado de Co eleva la dureza en caliente. Parece ser que la presencia de Co retarda la precipitación de carburos de aleantes en aceros para herramientas y forma un compuesto intermetálico del tipo Co_7M_6 .

C: En todos los aceros para herramientas el carbono es esencial para el endurecimiento, ya sea por solución sólida o por la formación de carburos simples y complejos. El rango usual del carbono es de 0.65-1.50%, del cual aproximadamente un 30% está disuelto en la matriz. Los grados con alto contenido de carbono muestran una abrupta caída en la ductilidad.

S: Dentro de los últimos años han sido desarrollados aceros resulfurados con el fin de mejorar la eficiencia de corte. El nivel de azufre en el grado M2 alcanza de 0.10a 0.15% para producir lo que es conocido como acero M2 resulfurado.

Otros elementos opcionales en los aceros rápidos, así como las propiedades que confieren a los mismos se detallan a continuación.

Al: Usado arriba del 1% para reemplazar W y Mo, pero puede causar problemas por la formación de alúmina.

Ta: Mejora la resistencia en caliente, pero por encima del 6% el acero se vuelve no endurecible, debido a la formación de carburos estables. Proporciona endurecimiento secundario.

Nb: Incrementa la respuesta al endurecimiento secundario.

N : Adicionado en órdenes de 0.035% mejora la resistencia en caliente e inhibe el crecimiento de grano.

B : Reduce la resistencia aún a 0.008% debido al engrosa-

miento de grano austenítico.

Se:Se adiciona para mejorar la maquinabilidad.

2.3. Relación Estequiométrica de los Carburos.

La relación de peso atómico entre dos elementos que forman un compuesto se llama relación estequiométrica. En los aceros muchas fases pueden existir por la precipitación desde una solución sólida sobresaturada para dar principalmente carburos, nitruros y compuestos intermetálicos. La relación estequiométrica es importante pues es bien conocido que las propiedades mecánicas de ciertos aceros pueden ser optimizadas mediante una adecuada relación metal/carbono o metal/nitrógeno.

La Tabla 3 nos muestra la relación estequiométrica de diferentes tipos de carburos.

TABLA N° 3
RELACIONES ESTEQUIOMETRICAS M:C

TIPO DE CARBURO	COMPOSICION TIPICA	RELACION M:C
M_6C	Fe_4W_2C	49.2: 1
M_2C	Mo_2C	15.9: 1
MC	Nb_4C_3	10.3: 1
MC	V_4C_3	5.6: 1
MC	Nb C	7.7: 1
MC	V C	4.2: 1
$M_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6$	18.8: 1

Los aceros con alta relación metal/carbono poseen una alta fracción volumétrica de carburos. Además los carburos que se forman tomando una pequeña cantidad de carbono dejan disponible una cantidad importante de carbono que interviene en la formación de otros carburos o en el endurecimiento de la matriz.

Un acero M2 en estado de austenización (1271°C) contiene 9% de carburos, 7% del tipo M_6C y 2% del tipo MC; en estado recocido contiene 28% de carburos, 16% de M_6C , 9% de M_{23}C_6 y 3% de MC (Fig.1).

La Tabla 4 resume la clasificación general y las propiedades de carburos encontrados en aceros para herramientas.

TABLA N° 4

CLASIFICACION Y PROPIEDADES DE CARBUROS ENCONTRADOS EN ACEROS PARA HERRAMIENTAS

TIPO DE CARBURO	PROTOTIPO	TIPO DE RED	OBSERVACIONES	DIMENSIONES DE LA RED(A)
M_3C	Fe_3C	Ortorrombico	Este es un carburo del tipo Fe_3C , M puede ser Mn, Cr con un poco de W, Mo, V.	
M_7C_3	Cr_7C_3	Hexagonal	Por lo general encontrado en aceros con Cr. Resistente a la disolución a altas temperaturas. Encontrado como un producto del revenido en aceros rápidos.	$a = 10.64$
M_{23}C_6	Cr_{23}C_6	FCC	Presente en aceros de alto Cr y todos los aceros rápidos. El Cr puede ser reemplazado con Fe para formar carburos con W y Mo.	
M_6C	$\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$	FCC	Es un carburo rico en W ó Mo. Puede contener moderadas cantidades de Cr, V, Co. Presente en todos los aceros de alta velocidad. Extremadamente resistente a la abrasión.	$a = 11.17$
M_2C	W_2C	Hexagonal	Carburo del tipo W_2C , rico en W ó Mo, aparece después del revenido, puede disolver una considerable cantidad de Cr.	
MC	V_4C_3	FCC	Carburo rico en V. Resistente a la disolución. La pequeña cantidad que disuelve precipita en endurecimiento secundario.	$a = 4.15$ ó 4.30

2.4. Solubilidad de Carburos.

Muchos de los aceros de alta velocidad y otros aceros aleados han sido desarrollados usando el criterio del peso atómico que fue tan útil para desarrollar el acero M2 para reemplazar al T1.

Este criterio nos dice que el porcentaje atómico de elementos aleantes debe mantenerse constante. Los pesos atómicos y equivalencias para elementos formadores de carburos figuran en la Tabla 5.

TABLA N° 5

EQUIVALENCIAS DE PESOS ATOMICOS EN ELEMENTOS DE ALEACION USADOS EN ACEROS RAPIDOS

ELEMENTO	Ti	V	Cr	Fe	Zr	Nb	Mo	W
Peso Atómico	47.9	50.95	52.01	55.83	91.22	92.91	95.95	183.92
Equivalencia	1	= 1	= 1	= 1	= 2	= 2	= 2	= 4

Un factor que debe tomarse muy en cuenta es la solubilidad de los carburos en la austenita. Esta propiedad es la que determina la fracción volumétrica de carburos no disueltos en el templado y la cantidad de elementos aleantes y carbono en solución disponibles para la precipitación en el revenido.

La solubilidad de carburos ha sido medida para cierto n° de aleantes en la austenita en sistemas de aleación simple y está representada por el llamado "producto de solubilidad".

Para el NbC por ejemplo, el producto de solubilidad es:

$$\log |\text{Nb}| |\text{C}| = -(9350/T) + 4.55$$

donde T es la temperatura absoluta.

Cuando T aumenta, aumenta la solubilidad de los carburos como se muestra en la Fig. 2 para el NbC en austenita en un acero al carbono (11).

Lamentablemente no existen datos para carburos complejos como M_6C , $M_{23}C_6$ y M_2C , pero es bien conocido que estas fases son mucho más solubles que la fase MC.

Puede ser mostrado que los carburos que tienen una baja solubilidad en la austenita dan lugar a una más alta fracción volumétrica de carburos sin disolver que las fases más solubles.

El concepto de producto de solubilidad indica, por lo general, la influencia potencial de los elementos aleantes sobre la microestructura y sobre la composición química de los microconstituyentes (Fig.3.)

2.5. Endurecimiento de la Matriz

Se ha señalado en trabajos recientes que, aunque una alta fracción volumétrica de grandes carburos es esencial, la dureza de la matriz en los aceros para herramientas es más importante que lo que se creyó inicialmente.

La dureza de la matriz se refiere a la dureza que alcanza el acero después del tratamiento de austenización, la cual es debida al endurecimiento por solución sólida, resistencia de la martensita, y a la precipitación secundaria durante el revenido de pequeños carburos separados por pequeñas distancias.

En aceros para herramientas la mejor forma de mejorar la dureza de la matriz sin temprar es por medio de la solución sólida de aleantes, aunque el refinamiento del tamaño de grano es un método usual porque también incrementa

la tenacidad del acero.

Cierto número de ecuaciones de regresión (12) han sido desarrolladas, las cuales indican los efectos relativos de varios elementos en producir endurecimiento de la ferrita por solución sólida. La Fig. 4 muestra el efecto de algunos elementos en solución sólida sobre el esfuerzo de tensión, mientras que la Tabla 6 indica el endurecimiento que producen los elementos de aleación por 1% de elemento por solución sólida (13).

TABLA N° 6

ENDURECIMIENTO POR SOLUCION SOLIDA PRODUCIDO POR DIVERSOS ELEMENTOS

ELEMENTO	ENDURECIMIENTO POR SOLUCION SOLIDA POR 1% DE ELEMENTO N/nm^2
C y N	5544
P	678
Sn	128
Si	83
Cu	38
Mn	32
Mo	11
Ni y Al	0
Cr	31
Nb	83
Ti	83
W	15
V	15
Co	0

Otro aspecto importante en el endurecimiento que se presenta en los aceros de alta velocidad, es el llamado endurecimiento secundario que se debe a la precipitación

de pequeños carburos durante el tratamiento térmico de revenido en el rango 540-570° C. El mecanismo involucrado en este endurecimiento es muy complicado, pero se sabe que en el rango de temperaturas citado, el carburo de transición M_2C es precipitado desde el estado de temple, martensítico, y posiblemente desde la austenita retenida. La precipitación de este carburo eleva la temperatura M_s de la austenita retenida y entonces la asiste en su transformación a martensita durante el enfriamiento. La opinión general en lo referente al endurecimiento secundario en aceros rápidos, es que aunque la transformación atérmica de austenita retenida a martensita es en parte responsable, el mecanismo de endurecimiento predominante es la precipitación de carburos M_6C y MC .

2.6. Aceros Rápidos con Nb

La Fig. 5 muestra la ubicación del Nb en la Tabla Periódica. Se ve que forma parte de los metales de transición formadores de carburos.

Las propiedades químicas del Nb son similares a las del V, su peso atómico es cercano al del Mo y el carburo de Nb tiene una dureza equivalente al del carburo de W, como se ve en la Tabla 7.

TABLA N° 7
DUREZA DE DIFERENTES CARBUROS (8)

	CARBURO	HV		
CARBUROS PUROS	TaC	1800		
	NbC	2400		
	TiC	2500		
	VC	2800		
	W ₂ C	3000		
	WC	2400		
	Cr ₃ Cr ₂	1300		
	Cr ₂₃ C ₆	1300		
CARBUROS EN ACEROS PARA HERRAMIENTAS	M_6C	1100	a	1650
	MC	2800	a	2200
	MATRIZ	680	a	920

Debido a la relación estequiométrica para formar el carburo del tipo MC, que es del mismo tipo que el que forma V, el Nb consume menor cantidad de carbono, el que queda disponible para formar otros carburos o para el endurecimiento de la matriz.

Un 4% de V consume 0.7% de C en tanto que un 4% de Nb consume 0.4% de C. También se observó que los carburos Nb_4C_3 y NbC disuelven menos W y Mo que los carburos de V, del mismo tipo.

La solubilidad del NbC es la más baja de cualquiera de las fases MC, que a su vez tienen menor solubilidad que los carburos más complejos. Esto explica por qué el Nb cuando se adiciona a los aceros para herramienta siempre aparece en los carburos y nunca en la matriz.

Los aceros conteniendo Nb deben ser diseñados con más alto contenido de C que el acero M2 debido a la baja solubilidad de los carburos de niobio.

De los trabajos realizados hasta el presente, surge la posibilidad de producir aceros rápidos en los que el V, W y Mo estén presentes en cantidades menores sin perderse el efecto de endurecimiento secundario.

Además el hecho de que el Nb no se disuelva en la austenita sino que provea de un exceso de carburos del tipo MC es una contribución a la resistencia al desgaste.

Sin embargo, también se vió que la sustitución de los aleantes por Nb no se puede ser total. La presencia del V es imprescindible si se quiere alcanzar la misma dureza que la del acero M2, La presencia del Mo y/o W es también imprescindible pues su sustitución completa por Nb conduce a aceros completamente ferríticos.

3. EXPERIMENTAL RESULTADOS

3.1. Técnicas Experimentales

Las muestras fueron desbastadas, pulidas hasta diamante y finalmente atacadas con nital 2% . Se las observó en un microscopio electrónico de barrido, equipado con un equipo dispersivo en energía. Finalmente sobre estas muestras se evaporó carbono con la finalidad de poder extraer las partículas y así poder analizar su composición química.

Cuando se realiza el microanálisis de muestras metálicas la principal fuente de error para el cálculo estequiométrico es la radiación proveniente de la matriz que se suma a la de la partícula a ser analizada. Siguiendo el método propuesto por Cliff y Lorimer (14) se transforman los valores de intensidad de rayos X en porcentajes en peso de cada elemento y con ellos se calcula la composición química. La relación propuesta por Lorimer es la siguiente:

$$\frac{C_x}{C_y} = K_{xy} \frac{I_x}{I_y}$$

donde C_x y C_y son las concentraciones de dos elementos X e Y. I_x e I_y son las intensidades de rayos X y K_{xy} es una constante calculada de acuerdo al método propuesto por Schreiber y Wims (15) utilizando como elemento de referencia el hierro.

Los cálculos efectuados dieron por resultado las siguientes constantes:

$$K(VFe) = 0.8434$$

$$K(CrFe) = 0.8852$$

$$K(FeFe) = 1.000$$

$$K(WFe) = 1.8172$$

$$K(Nb Fe) = 2.5492$$

$$K(MoFe) = 2.7256$$

3.2. Acero M2

3.2.1. Composición del Acero

Se utilizaron dos aceros M₂ cuya composición figura en la Tabla 8.

TABLA N° 8

Acero/Composición (%en peso)	W	Mo	Cr	V	Nb	C
A	6.85	5.30	4.22	1.96	---	0.86
B	6.40	5.10	4.10	1.90	---	0.81

3.2.2. Tratamientos Térmicos

Se realizaron los siguientes tratamientos térmicos del material A en estado fundido.

- 1) Deformado un 40% a 1150° C.
- 2) Recocido 15 hr a 1200° C y deformado un 40% a 1150° C.

Al material B, recibido en estado blando, se realizaron los siguientes tratamientos, Tabla 9:

TABLA N° 9

Tratamiento	T(° C)	T (min)	Enfriamiento
Templado	1220	10	en vacío fuera del horno
Revenido	540	60	en vacío fuera del horno
Recocido	600	60	en vacío fuera del horno
Recocido	700	60	en vacío fuera del horno

3.2.3. Observación de la Microestructura

Las observaciones por microscopía electrónica de barrido del material templado muestran una distribución de carburos del tipo M_6C y MC (Fig.6) en una matriz martensítica. El material revenido muestra una estructura martensítica internamente maclada (Fig. 7) pero no se observó la presencia de precipitación secundaria.

La observación de las réplicas de extracción por microscopía electrónica de transmisión permitió determinar la presencia de fallas en el interior de los carburos del tipo MC (Fig. 8).

Se analizó la composición de los carburos M_6C y MC, en la Fig. 9 se observa una típica área analizada. La composición de los carburos para los distintos tratamientos térmicos es la siguiente: (Tabla 10 y 11).

TABLA N° 10

Composición de las partículas de carburos M_6C en un acero rápido M2.

Tratamiento térmico	porcentaje en peso relativo al total metálico				
	W	Mo	V	Cr	Fe
Recocido a 700° C	29 ± 1	24 ± 1	7 ± 1	5 ± 1	35 ± 1
Revenido a 540° C	32 ± 1	23 ± 1	6 ± 1	5 ± 1	34 ± 1
Austenizado a 1220° C	40 ± 5	21 ± 2	6 ± 3	5 ± 1	28 ± 1

TABLA N° 11

Composición de las partículas de carburos MC en un acero rápido M2

Tratamiento térmico	porcentaje en peso relativo al total metálico				
	W	Mo	V	Cr	Fe
Recocido a 700° C	13 ± 1	13 ± 1	65 ± 3	4 ± 1	5 ± 2
Recocido a 540° C	13 ± 1	15 ± 1	59 ± 2	8 ± 1	5 ± 1
Austenizado a 1220° C	20 ± 2	13 ± 1	52 ± 1	11 ± 1	4 ± 1

El carburo M_6C es el que se presenta en mayor proporción en este acero; este carburo tiene una estructura FCC con 96 átomos de metal y 16 átomos de carbono, presentando dos variantes, A_4B_2C y A_3B_3C , donde A = (Fe, Cr, V, Ni, Ti) y B = (Mo, W, Nb, Zr, Ta). La mayor variación de composición de este carburo se observó entre el material templado desde 1220° C y el recocido 1hr a 700° C.

Considerando Fe + Cr + V + W + Mo = 96 átomos se obtiene para el material templado Fe + Cr + V = 64 átomos y W + Mo = 32

átomos. Estos resultados son coincidentes con la fórmula A_4B_2C . Para el material recocido el contenido de hierro disminuye, luego $Fe+Cr+V = A=55, W + Mo = 41$, siendo la fórmula más próxima la A_3B_3C . Este cambio desde A_4B_2C a A_3B_2C se produce fundamentalmente por el intercambio entre hierro y tungsteno, mientras los demás aleantes se mantienen prácticamente constantes. Este cambio está íntimamente relacionado con la estabilidad del carburo.

En el material de fundición recocido y deformado en caliente estos carburos tienen una composición entre los valores antes mencionados, en la Fig. 10 se observa una típica área analizada, donde se ven carburos muy deformados.

En cambio, el carburo MC presenta importantes variaciones de composición durante los tratamientos termomecánicos. En el material de fundición deformado en caliente un 40% a $1150^\circ C$ se observan tres tipos de carburos MC, uno con alto contenido de vanadio (~50% en peso) que se presenta como grandes partículas aisladas; próximos a estas se observan otros con un contenido de vanadio de alrededor de un ~ 40% (Fig. 11). Además es posible encontrar en los bordes de grano pequeñas partículas con un contenido de vanadio de alrededor del 35% en peso. Estas diferencias pueden explicarse considerando que las partículas grandes son los carburos primarios formados durante la solidificación, mientras que las partículas pequeñas provienen de la descomposición del carburo M_2C durante los tratamientos termicos. En cambio en el material de fundición recocido 15 horas a $1200^\circ C$ y deformado un 40% a $1150^\circ C$ se observa un solo valor de composición para este carburo, con aproximadamente un 40% de vanadio, pues durante el recocido previo se produjo la transformación del carburo M_2C .

3.3. Aceros con Nb

3.3.1. Composición de los aceros

Tomando como base la composición del acero rápido M2, se reemplazó parcial o totalmente el contenido de molibdeno y/o tungsteno por niobio.

En la Tabla 12 figura la composición de los aceros estudiados.

TABLA N° 12

Acero / Composición (% en peso)	W	Mo	Cr	V	Nb	C
I	0.0	4.5	4.5	2.0	2.0	1.45
II	9.0	0.0	4.5	2.0	2.0	0.95
III	3.0	3.0	4.5	2.0	2.0	0.95

3.3.2. Tratamientos térmicos

Se sometieron las muestras (inicialmente en el estado blando) a los tratamientos térmicos de templado y revenido cuyas condiciones figuran en la Tabla 13. Los recocidos y posteriores enfriamientos fueron realizados en vacío dinámico de difusora. Para el enfriamiento se procedió simplemente a retirar el horno, que deslizaba sobre un riel, del tubo de cuarzo que contenía las muestras, el que estuvo conectado todo el tiempo al sistema de vacío.

TABLA N° 13

Tratamiento	T (° C)	t (min)	Enfriamiento
Templado	1050 ± 5	60	En vacío fuera horno.
Revenido	544 ± 3	65	

3.3.3. Microdureza

Los tres aceros fueron estudiados en sus tres estados: inicial, templado y revenido. Los resultados de microdureza Vickers figuran en la Tabla y donde también se comparan con la correspondiente al acero M2.

TABLA N° 14

Acero/Estado	Inicial			Templado			Revenido		
	HV	ε (%)	carga (g)	HV	ε (%)	carga (g)	HV	ε (%)	carga (g)
I	299	2	300	794	3	500	862	3	500
II	281	3	300	619	3	300	660	5	500
III	285	2	300	617	3	300	645	2	500
M2	315			890'			966''		

': Templado desde 1200° C

": Doble revenido de 1h a 540° C

3.3.4. Observación de la microestructura

Se observó la microestructura de las muestras en cada estado mediante el microscopio electrónico de barrido y se analizó cualitativamente la composición de los carburos y de la matriz con un analizador dispersivo en energía (EDAX). La Tabla 15 indica cualitativamente la composición de los carburos observados.

TABLA N° 15

Precipitado	Acero	Morfología	V	Cr	Mo	W	Nb	Tipo
Blanco	I	Esférica	xx	xxx	xx	-	-	1
	II	Esférica	xxxx	xx	-	xxx	-	2
	III	Esférica	xx	xxx	-	xx	-	2
Gris	I	Ovoide	xxxx	xxx	xxx	-	xx	3
	II	Irregular	xxx	xx	-	xxx	xxxx	4
	III	Irregular	xx	x	-	xx	xxxx	4

El n° de cruces da idea del contenido del elemento en los carburos.

La clasificación en Tipos del 1 al 4 está basada en el contraste, la morfología y la presencia o no de los distintos elementos en el precipitado.

En ningún caso se detectó la presencia de niobio en la matriz.

En las Figuras 12 a 20 se muestran las micrografías de microscopio electrónico de barrido de las muestras en los distintos estados. A continuación se describen los aspectos más notables de las mismas.

Acero I. Estado inicial. (Figura 12)

Se observa una alta densidad de carburos Tipo I ($\phi < 0.5 \mu$), distribuidos uniformemente. Los carburos Tipo 3 que se ven son mucho más grandes ($1-3 \mu$), escasos y distribuidos en grupos de dos o tres.

Acero I. Estado templado (Figura 13)

Se aprecia una notable disminución en el número de carburos Tipo I con respecto al estado inicial. La distribución de los mismos sigue siendo uniforme. La fracción en volumen ocupada por carburos es de un 10%.

Acero I. Estado revenido. (Figura 14)

No se aprecian diferencias con respecto al estado templado.

Acero II. Estado inicial. (Figura 15)

Se observa una no uniformidad tanto en el tamaño como en la distribución de los carburos Tipo 2. Su tamaño, ϕ hasta 1μ , es en general mayor que el de los del Tipo 1 en el estado inicial, y su distribución es menos densa. Los carburos Tipo 2 más grandes tienden a estar agrupados. Los carburos Tipo 4 se distribuyen en grupos de dos o tres. Su tamaño es menor

que los del Tipo 3, y varía entre 1 y 2 μ .

Acero II. Estado templado. (Figura 16)

Se nota una disminución en el tamaño y el número de los carburos Tipo 2 con respecto al estado inicial. Los carburos Tipo 2 que quedan presentan una gran uniformidad en el tamaño ($\phi \sim 1\mu$), pero no en la distribución. Los carburos Tipo 4 presentan bordes más lisos que en el estado inicial. La fracción en volumen ocupada por carburos es de un 13% .

Acero II. Estado revenido. (Figura 17)

No se aprecian diferencias con respecto al estado templado.

Acero III. Estado inicial. (Figura 18)

Los carburos Tipo 4 son más pequeños que los hallados en el acero II, $\phi \sim 0.8-2.5\mu$, y su número es mayor. Los carburos Tipo 2 son en general pequeños, $\phi < 0.6\mu$, y tienen gran dispersión de tamaños. Se distingue la presencia de carburos Tipo 2 de $\phi \sim 2\mu$ agrupados en racimos.

Acero III. Estado templado. (Figura 19)

Se observa como en el caso II, una notable disminución en el número de los carburos Tipo 2 más pequeños. Muestran forma y distribución uniforme. Su tamaño se ha reducido hasta $\phi < 0.3\mu$. Se hace más evidente la presencia de carburos Tipo 4 tienen gran dispersión en tamaño ($0.6 - 3\mu$) y presentan bordes lisos. La fracción en volumen ocupada por carburos es de un 11% .

Acero III. Estado revenido. (Figura 20)

No se observan diferencias con respecto al estado templado.

3.3.5. Composición de los carburos.

Debido al pequeño tamaño de los carburos fue necesario realizar réplicas de extracción para determinar cuantitativamente la composición. Para ello se evaporó carbono sobre las muestras en una metalizadora Edwards y se extrajeron los carburos atacando con Nital al 4%.

Su composición fue estudiada con el microscopio electrónico de barrido utilizando las técnicas usuales en microanálisis de alta resolución en láminas delgadas (15, 16).

Los resultados hallados hasta ahora figuran en la Tabla 16.

TABLA. 16

Acero	Carburo	Composición					
		Fe	W	V	Nb	Mo	Cr
M2	M_6C	32.0	32.0	7.0	-	21.0	4.0
M2	M C	2.0	13.0	65.0	-	13.0	2.0
II	M_6C	33.0	56.0	6.0	-	-	3.6
III	M_6C	38.0	34.0	4.5	3.0	17.0	5.0
III	M C	1.8	17.0	48.0	9.0	11.0	12.5
III	Nb_4C_3	2.0	7.2	4.0	73.0	7.8	2.0

4. DISCUSION Y CONCLUSIONES

Los aceros estudiados presentan adecuadas características de endurecimiento obtenido por templeado y endurecimiento secundario obtenido por revenido.

Los aceros II y III tienen valores de microdureza muy similares entre sí e inferiores a los del acero I. Existe también semejan

za en la microestructura de los aceros II y III. Los carburos del acero III, aunque son del mismo tipo que los del acero II tienen tamaño menor.

Si bien el acero I presenta una densidad en volumen de carburos algo menor que los otros, los carburos Tipo 1, muy pequeños están distribuídos en forma muy homogénea.

El Nb sólo fue detectado en los carburos grandes tipo 3 y 4. De trabajos anteriores (5) se sabe que el Nb se encuentra predominantemente en carburos MC, que son al mismo tiempo los más estables en los aceros con Nb. En nuestras determinaciones de composición de algunos carburos hemos hallado que los carburos grandes, estables serían de los tipos MC y M_6C siendo el primero más rico en Nb.

Futuras experiencias determinarán cuan general es este resultado.

AGRADECIMIENTOS

Se agradece el Instituto de Pesquisas Tecnológicas de Sao Pablo la provisión de las muestras utilizadas en este trabajo. Se agradece también el apoyo parcial del mismo a cargo del PMI y D en M - CNEA - OEA.

BIBLIOGRAFIA

- 1) R. Wilson, "Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels", McGraw Hill (1975).
- 2) ASTM A-600. Standard Specification for High-Speed Steel - Book of ASTM Standard - Part.5.
- 3) Osborne, F.M. "The History of Mushets", Nelson (1952)
- 4) Taylor, F.W., "On the Art of Cutting Metals", Trans. ASME 28 (1907).
- 5) F. Heisterkamp y S.R. Keown en "Processing and properties of high speed tool steels", Proceedings de un simposio patrocinado por The Metallurgical Soc. of AIME durante la Reunión Anual N° 109 de AIME, Las Vegas, Nevada, Feb. 26,28, 1980 pp. 103-123.
- 6) Cescon, T. Metalurgia - ABM, 39 (1983) pp.141 - 146.
- 7) S.R. Keown, E. Kudieka y F. Heisterkamp, Metals Technology Feb. 1980, pp. 50-57.
- 8) J. Thompson y S.R. Keown, Proc. de Metals Society Conference "Towards improved performance of tool materials", Nat. Phys. Lab. Teddington, U.K., Abril 28 - 29, 1981.
- 9) R. Ribeiro de Avellez, Niobium Technical Report 01/82.
- 10) T. Mukherji en ISI monograph N° 126, 80 (1970).
- 11) L. Meyer, F. Heisterkamp y W. Mueschenborn en Proc. de la Conferencia sobre "Microalloying" editada por M. Korchynsky et al. (1976) pp.153.
- 12) F.B. Pickering y T. Glandman, ISI, Special Report 81, pp.10
- 13) L.A. Norstrom, Scandinavian Journal of Metallurgy 5 (1976) pp.41-48.
- 14) G. Cliff y G.W. Lorimer en 5th Europ. Congr. on Electron Microscopy, Institute of Physics, Bristol (1972) pp.140.
- 15) T.P. Schreiber y A.M. Wims, Ultramicroscopy 6 (1981) pp. 323-334.

- 16) R. Versaci, E. Rodríguez y S. Muro, CNEA, CNEA - NT2/82 (1982).

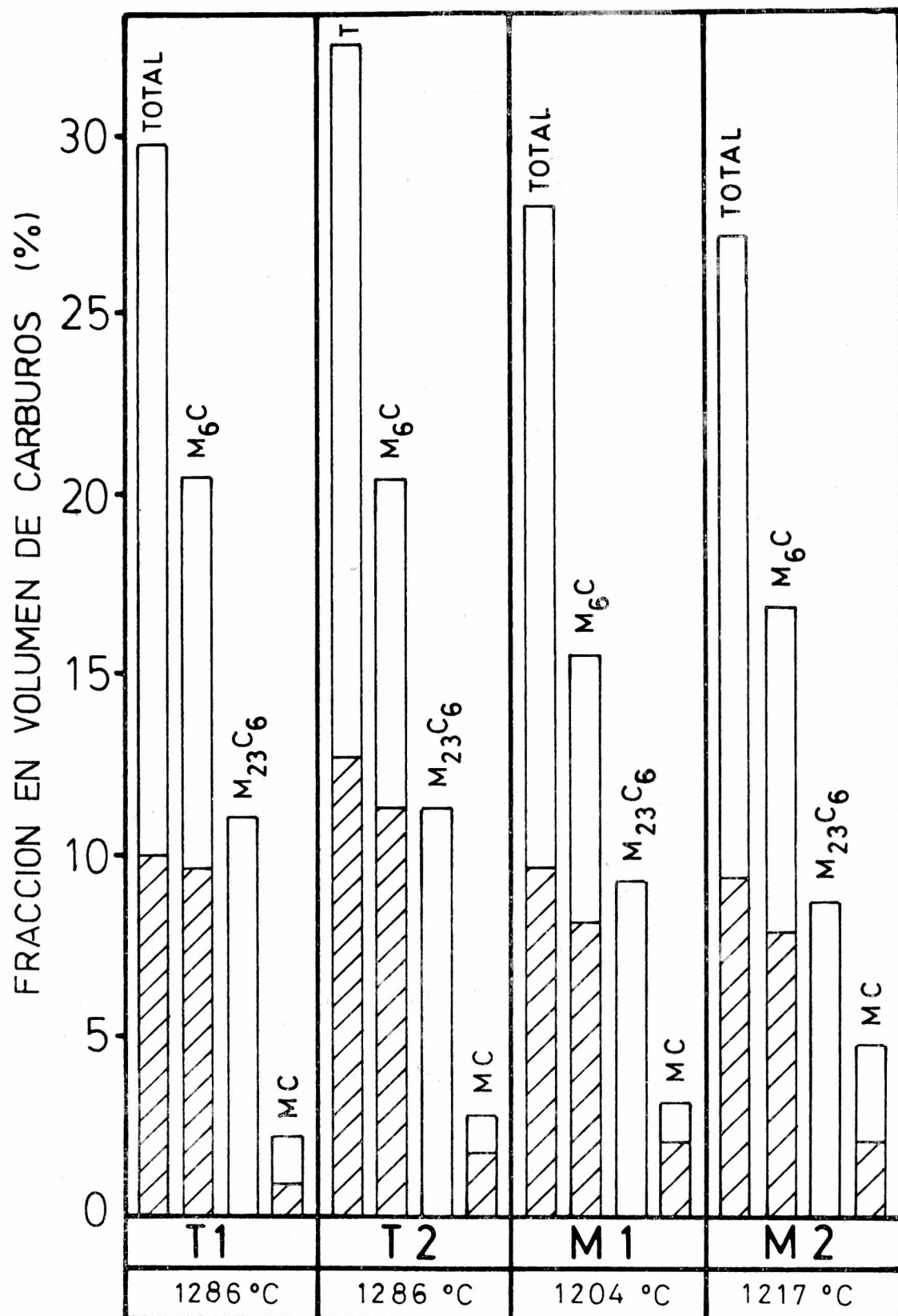


Fig. 1 - Fracción en volumen de carburos en algunos aceros rápidos. Barras en blanco: estado recocido - Barras rayadas: estado templado.

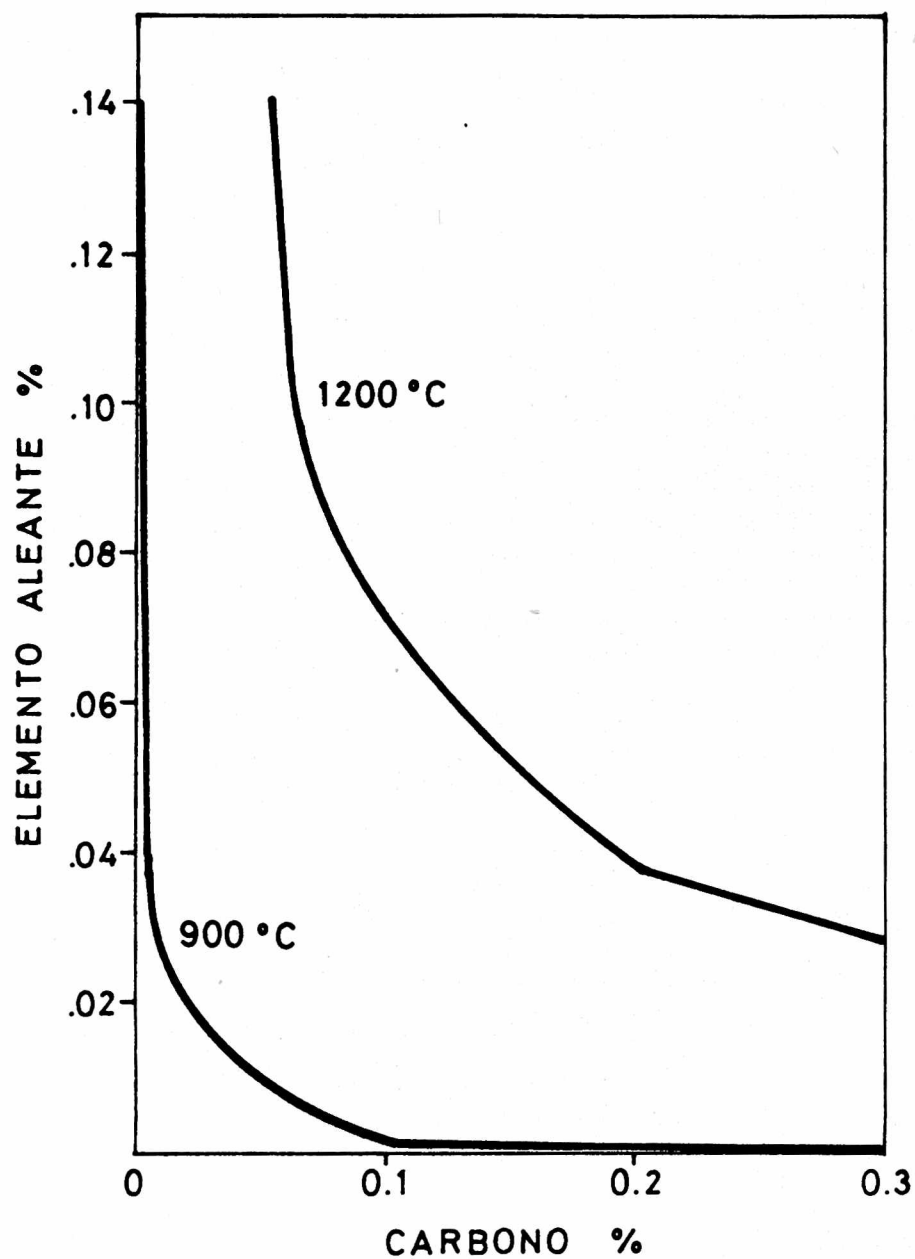


Fig. 2 - Solubilidad del carburo de niobio en austenita en un acero de baja aleación.

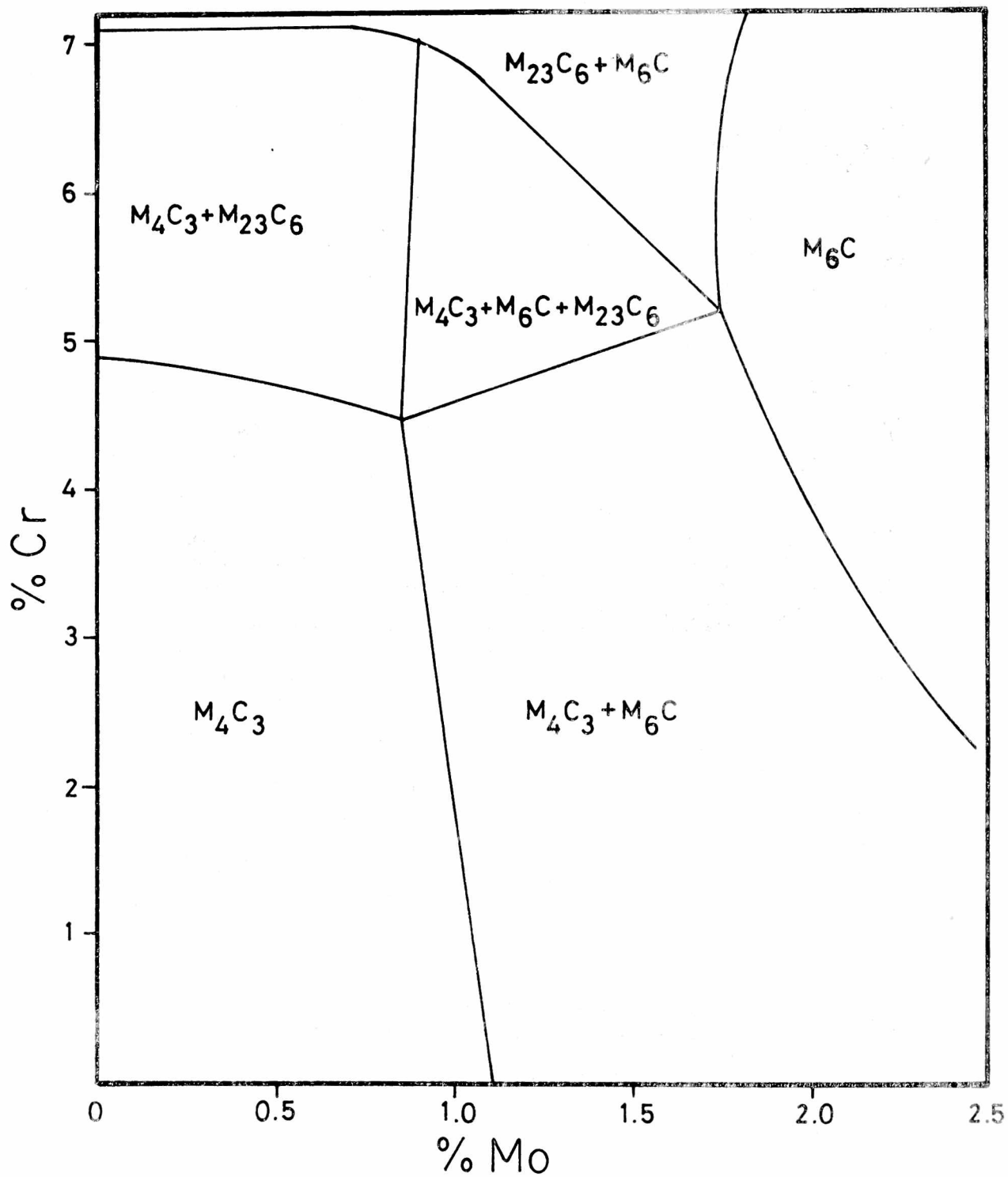


Fig. 3 - Parte del diagrama de constitución, después de un tratamiento a 650° C, en función del contenido de Cr y Mo y con 1% V.

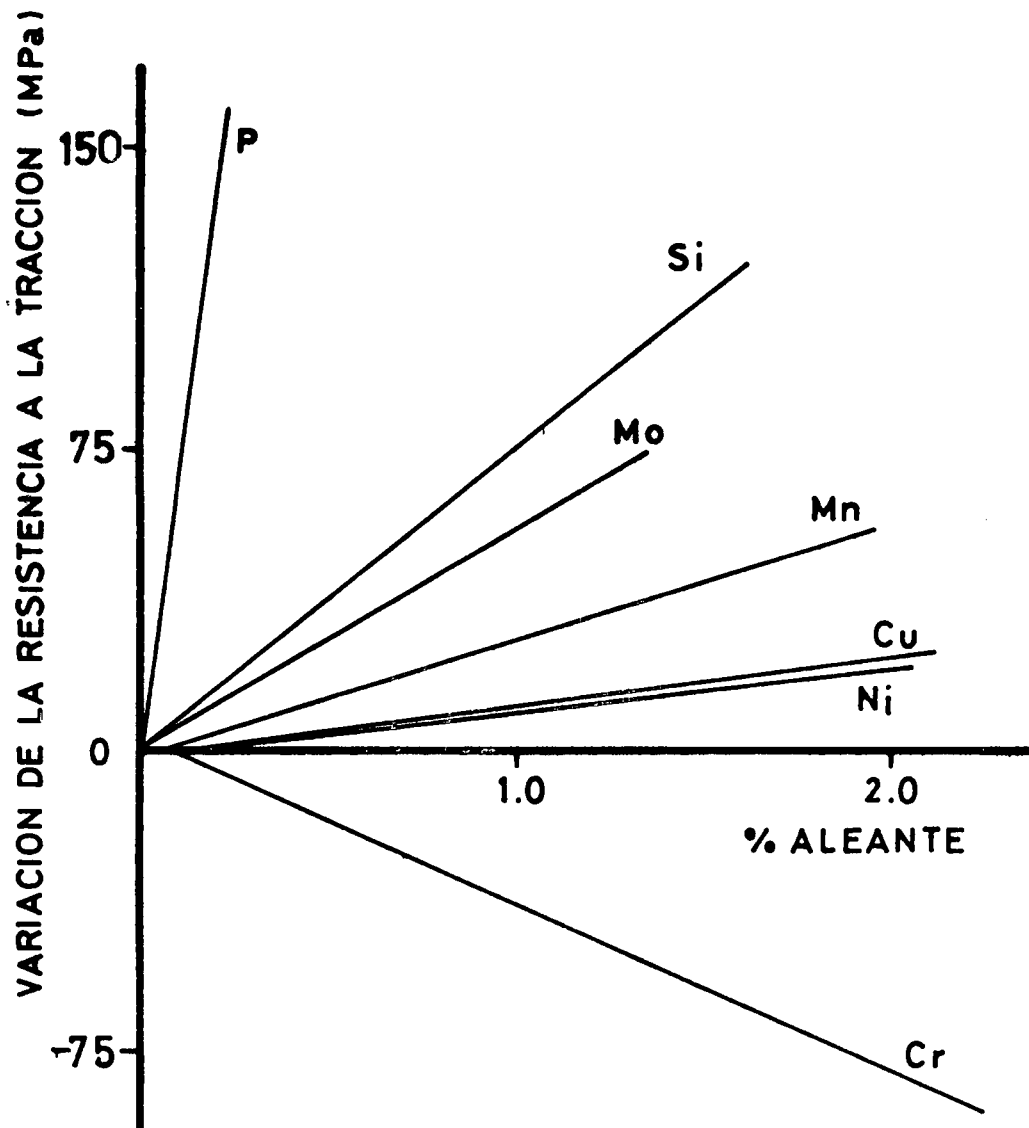


Fig. 4 - Efecto de algunos elementos en solución sólida sustitucional sobre el esfuerzo de tensión.

IVB	VB	VIB	VII B	VIII			IB	II B
Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn
Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd
Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg

Fig. 5 - Metales de transición formadores de carburos.

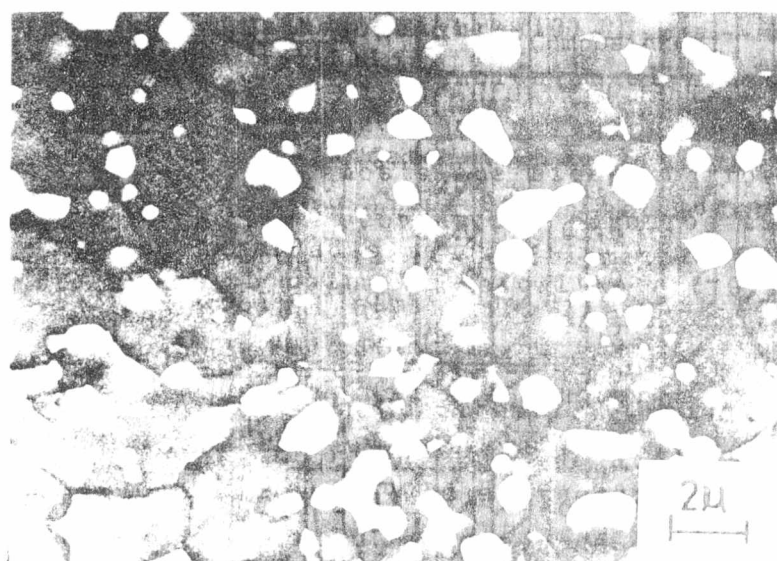


Fig. 6 - Acero M2 - Templado desde 1220° C.



Fig. 7 - Martensita internamente maclada en un material templado desde 1220° C y revenido 1h a 540° C.

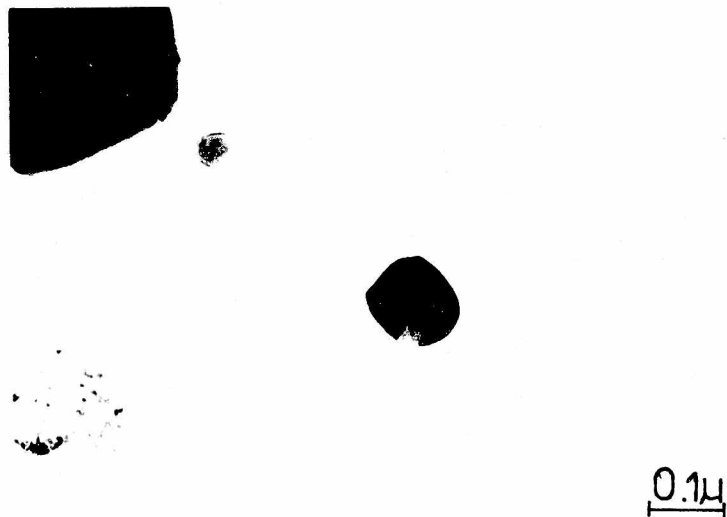


Fig. 8 - Falla en el interior de un carburo MC.



Fig. 9 - Réplica de extracción de un área similar a la de la Fig. 6.

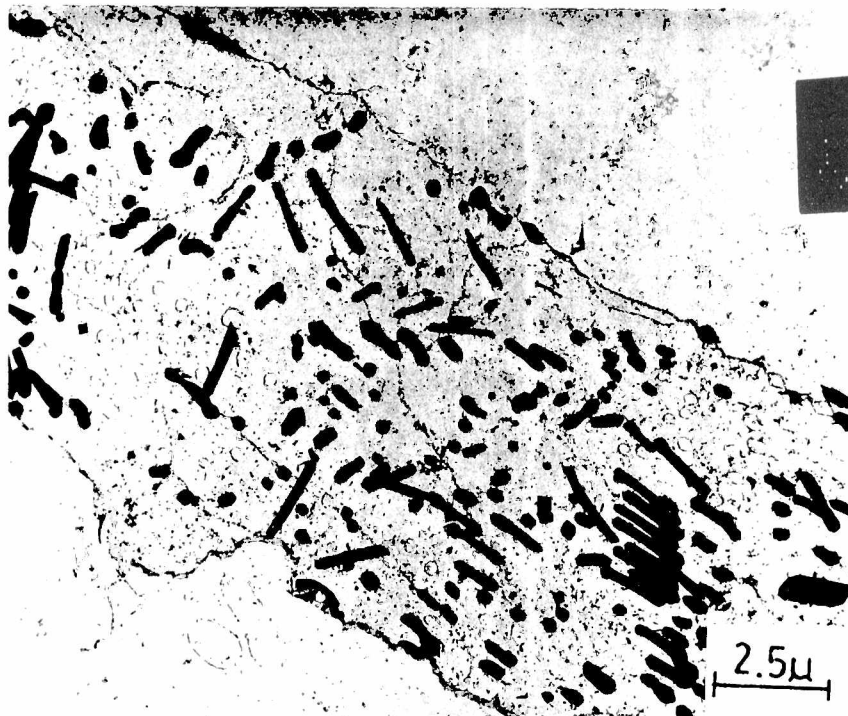


Fig. 10 - Carburos en un material deformado un 40% a 1550° C.

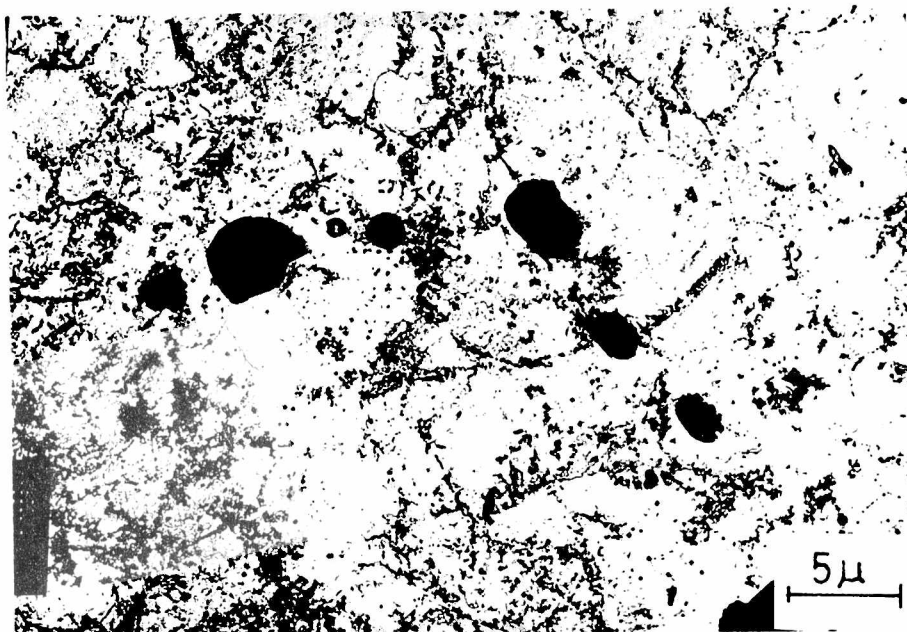


Fig. 11 - Diferentes tipos de carburos MC en un material recocido 15 hs. a 1200° C.

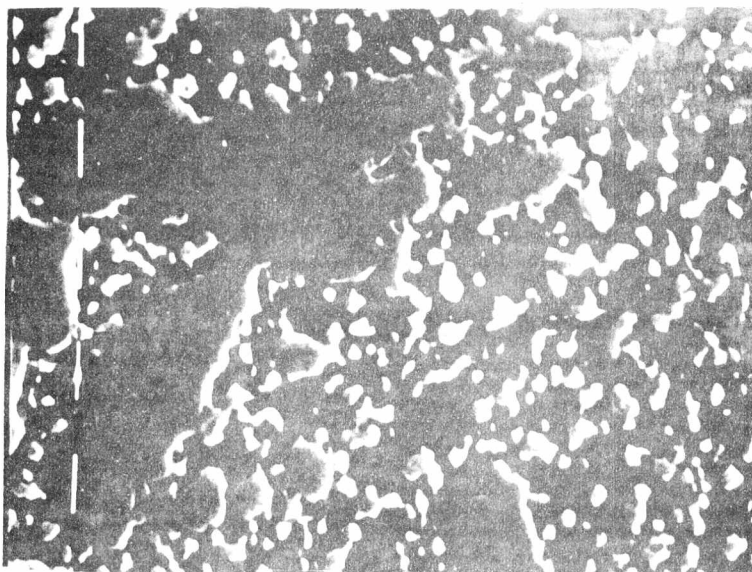


Fig. 12 Acero I. Estado Inicial, 6400x



Fig. 13 Acero I. Estado templado 6400x.

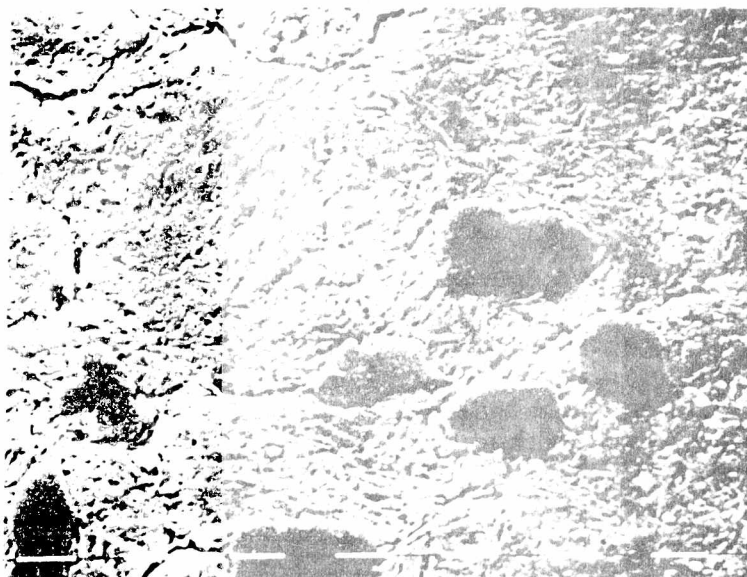


Fig. 14 Acero I. Estado revenido 6400x.

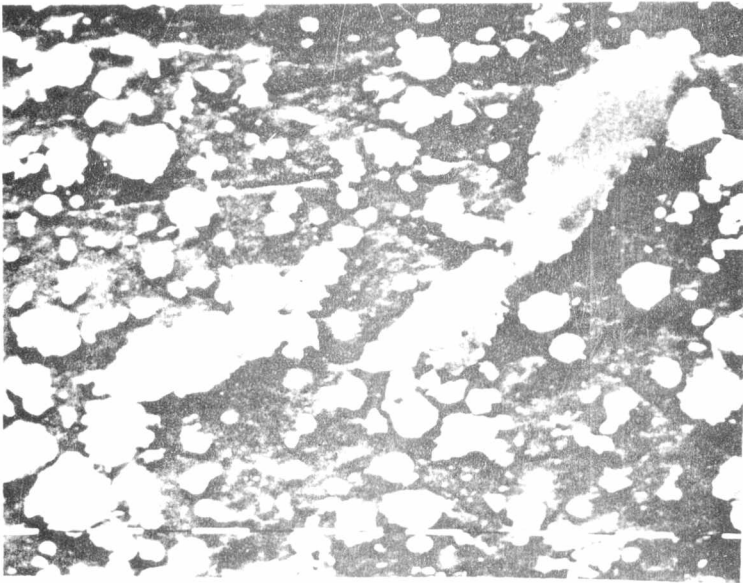


Fig.15 Acero II. Estado ini_
cial . 6400x.

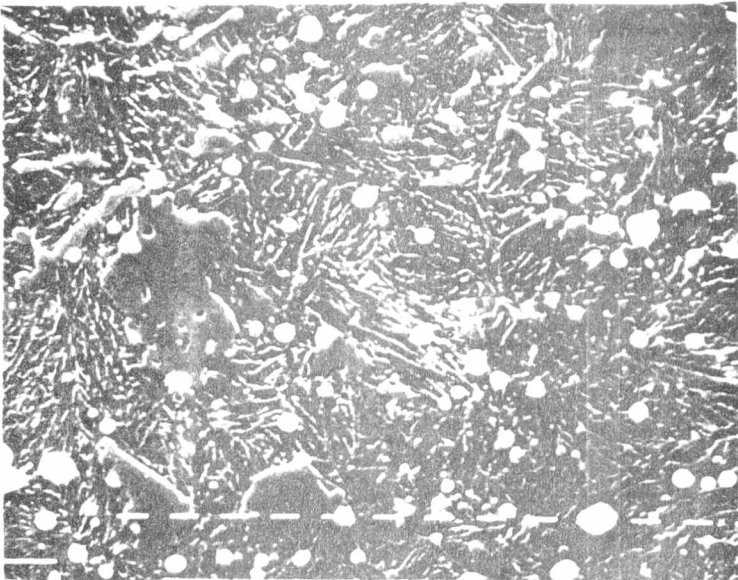


Fig. 16 Acero II. Estado tem_
plado 3200x

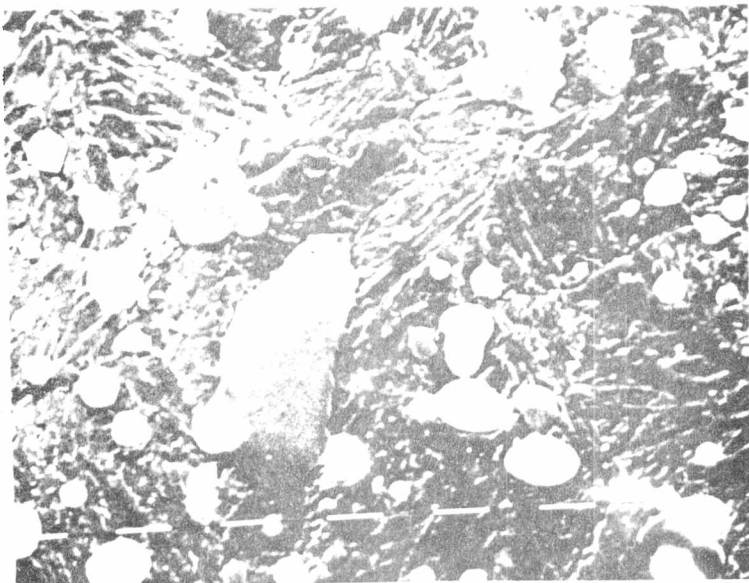


Fig. 17 Acero II. Estado re_
venido 6400x .

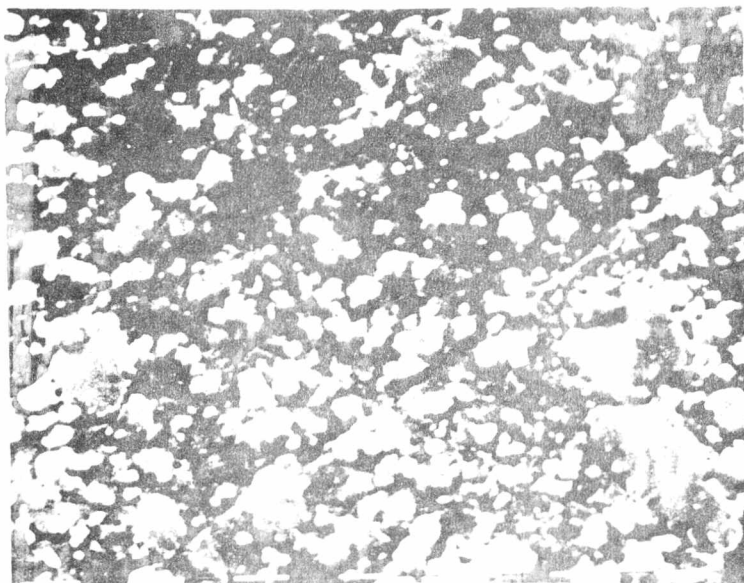


Fig. 18 Acero III. Estado inicial 6400x.

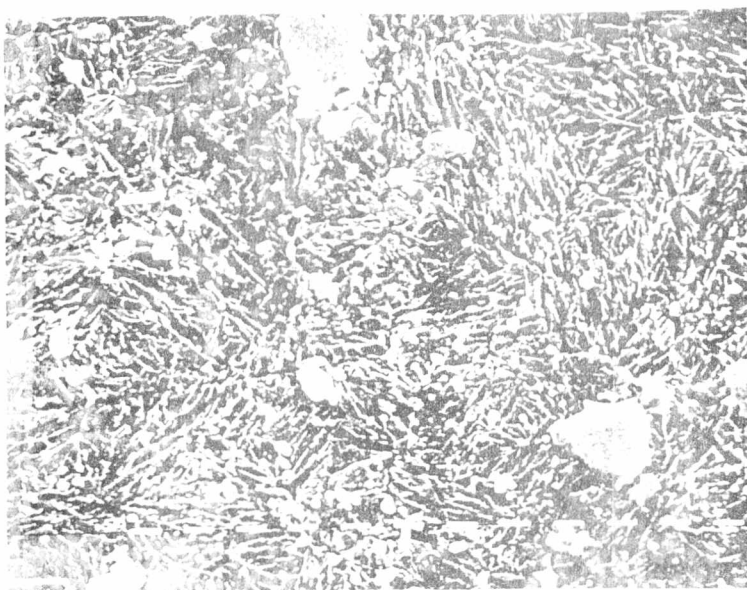


Fig. 19 Acero III. Estado templado 3200x.



Fig. 20 Acero IV. Estado revenido 6400x.