



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

**Diagramas Isotérmicos de los Aceros de Uso
Mas Frecuente**

240

TESIS PROFESIONAL

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
QUIMICO METALURGICO

P R E S E N T A :

MARCO ANTONIO IZQUIERDO KUNTZ

MEXICO, D. F.

1976



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

M. 2431

Yes
1976
M7
245



A MI MADRE

A MI ABUELA

A MIS TIOS

Con todo respeto

A MIS MAESTROS

PARA MIS HERMANOS
CON CARÍÑO

A MIS AMIGOS

Con mi agradecimiento, al Profesor
FRANCISCO A. HERRERA CASTAÑEDA.

JURADO ASIGNADO :

PRESIDENTE, PROFR. MANUEL GAVIÑO RIVERA.

V O C A L, PROFRA. MA. EUGENIA NOGUEZ AMAYA.

SECRETARIO, PROFR. FRANCISCO A. HERRERA CASTAÑEDA.

1er. SUPLENTE, PROFR. HUMBERTO MALAGON ROMERO.

2º SUPLENTE, PROFR. ENRIQUE CURIEL REYNA.

Sitio donde se desarrolló el tema : FACULTAD DE QUIMICA

Sustentante : MARCO ANTONIO IZQUIERDO KUNTZ.

F I R M A.

Asesor :

PROFR. I. Q. FRANCISCO A. HERRERA CASTAÑEDA

F I R M A.

I N D I C E

	Pags.
I.- Introducci3n.	1
II.- Diagramas Temperatura - Tiempo - Transformaci3n.	4
III.- M3todos utilizados para la determinaci3n de la curva de la "S" en los aceros.	4
IV.- Forma y posici3n de las curvas del diagrama - T.T.T.	8
V.- Las temperaturas A_{c1} , A_{c3} , y M_s .	9
VI.- Un m3todo para determinar la transformaci3n de la austenita en la zona martens3tica.	12
VII.- Las curvas en el diagrama.	14
VIII.- Campos del diagrama.	18
IX.- La dureza despu3s de la transformaci3n.	19
X.- Microestructura.	20
XI.- Microconstituyentes.- Constituyentes microsc3picos que aparecen en las transformaciones isotermicas de la austenita.	22
XII.- Distribuci3n y efecto de los elementos de aleaci3n.	35
XIII.- Factores que modifican el diagrama de las transformaciones isotermicas de la austenita.	36
XIV.- Diagramas isotermicos caracteristicos de los aceros eutectoides, hipo e hipereutectoides.	44
XV.- Relaci3n entre las transformaciones de la austenita en los enfriamientos continuos y las transformaciones a temperatura constante.	48

XVI.- Aplicación Industrial de los diagramas isotérmicos en los tratamientos térmicos.	49
a).- Temple y revenido.	
b).- Martempering.	
c).- Austempering.	
d).- Otras aplicaciones.	
e).- Recocido.	
XVII.- Símbolos usados en los diagramas isotermicos.	59
XVIII.- Tablas y diagramas de los aceros fabricados en México. (al carbono y aleados)	
a).- Tabla I.	60
b).- Tabla II.	69
c).- Tabla III.	101
XIX.- Bibliografía.	129

P A N O R A M A
D E L A P R O D U C C I O N
D E A C E R O E N M E X I C O

El notable crecimiento de la Industria Siderurgica Mexicana ha constituido un factor decisivo para el desenvolvimiento industrial de México. En la década pasada, la producción nacional de acero registró una tasa de crecimiento promedio anual de 9.4 % -ritmo sostenido durante los últimos cuatro años- en la industria manufacturera, la tasa promedio fué de 8.4 % ; en el mismo periodo, el aumento del producto interno bruto fué del orden del 7 % del promedio anual.

México en 1974 habia llegado a utilizar su capacidad al máximo produciendo 5.1 millones de toneladas, ocupando en la producción mundial de acero, el lugar vigésimo tercero; esta producción significó un ocho por ciento mas que en 1973. En 1975 elevó su producción a 5.25 millones de toneladas o sea un aumento de 2.2 % sobre 1974. En este año, ocupó el lugar vigesimo primero en la producción mundial de acero.

México fué uno de los pocos países que en el año de 1975, aumentó su producción siderurgica lo que demuestra el impulso interno del desarrollo general del país en los últimos años.

En materia de importación se observó que éstas aumentaron - en 1975, tanto de productos siderurgicos como de materias primas. Las primeras aumentaron de 4,501 millones de pesos a 5,777 millones, o sea un 28 % , destacando especialmente los aumentos en los renglones de arrabio, ferroaleaciones y tuberías.

En 1975, importamos 46 % mas materias primas siderurgicas que el año anterior, el material que sufrió mayor incremento fué la chata - rra, aumentando casi un 50 % .

Durante el transcurso de 1976, se pondrán en operación las ampliaciones de Altos Hornos de México, S.A., Fundidora Monterrey, S.A., HYLSA y de otras empresas; también se incrementarán las operaciones de SICARSA. Todo esto, sin duda alguna permitirá para fines de año que la producción global de acero sea superior a la demanda, con un total cercano a los 6 millones de toneladas, por lo que deberá promoverse seriamente la exportación de productos de acero, así como los productos ma - nufacturados de hierro y acero. Esta posibilidad casi mediata, debe -- crear grandes expectativas y una conciente actitud aperturista hacia - los mercados potenciales. La industria siderurgica puede participar - activamente en el mejoramiento económico del país como fuente de divi - sas, participando en los mercados internacionales, esto se lleva a cabo por 34 empresas que permiten consolidar tan privilegiada posición.

La producción de acero se encuentra apoyando a diversas industrias como la petrolera, la electrica, la automotriz, la alimenticia, - la de la construcción, la de transformación y otras; y los sectores -- agrícola, transportista, y de bienes de capital, se encuentran entre - las ramas apoyadas por el grupo.

De acuerdo a lo expuesto anteriormente y dada la importancia de los procesos a que son sometidos los aceros para mejorar sus propiedades, este trabajo se propone contribuir a la difusión de la informa - ción técnica disponible de los mismos, al recopilar y explicar amplia - mente los diagramas ~~de transformación~~ T.T.T. de los aceros de mayor uso en México. En dichos aceros, su análisis químico ha sido reportado como análisis de cuchara, obtenido de las probetas que se toman durante - la colada.

Para los aceros al carbón, son regidos por la norma B - 324 -

SAE - J - 403 o ; SAE - J - 411 b.

normas :

DGN - B - 1 - 1969.- Norma oficial de métodos de prueba para determinar la composición de los aceros y fundiciones.

DGN - B - 328 - 1968.- Norma oficial de tolerancias permitidas en los límites químicos especificados para los aceros forjados y laminados

DGN - B - 323 - 1968.- Norma oficial para sistema de designación y clasificación de aceros según su composición.

Para aceros aleados, regidos por la norma B - 325 - 1968 ;

antecedentes :

SAE - J - 404 e, y SAE - J - 778

normas :

B - 328 - 1968.- Tolerancias permitidas en los límites químicos especificados para aceros forjados y laminados.

B - 173 - 1968.- Muestreo de acero y fundiciones para determinar su composición química.

B - 1 - 1970.- Métodos de análisis químico para determinar la composición de los aceros y fundiciones.

NOTA : Toda esta serie de normas, ha sido proporcionada por el Comité consultativo Nacional de Normalización de la Industria Siderúrgica.

T E M P E R A T U R A - T I E M P O - T R A N S F O R M A C I O N

Para el estudio de los tratamientos térmicos, principalmente al temple, normalizado y recocido de los aceros, es muy interesante la representación gráfica ideada por Bain y Davenport; destacados metalurgistas de United States Steel Corporation Research Laboratory.

Llamada por unos curva de la "S", debido a su forma característica y por otros diagrama o curva TTT (temperatura - tiempo - transformación) y también, diagrama de transformaciones isotérmicas de la austenita, que señala a diversas temperaturas, el tiempo necesario para que se inicie y complete la transformación isoterma de la austenita en otros constituyentes. Estas curvas, se pueden determinar estudiando el proceso de transformación de la austenita a temperatura constante.

METODOS UTILIZADOS PARA LA DETERMINACION DE LA

CURVA DE LA "S" EN LOS ACEROS

Para determinar la curva de la "S" de los aceros, se emplean principalmente dos métodos : el METALOGRAFICO y el DILATOMETRICO.

En el método metalográfico, se realizan los ensayos con una serie de probetas de acero de pequeñas dimensiones, que se calientan a una temperatura ligeramente superior a la crítica A_{c3} o A_{cm} ; luego, se introducen rápidamente en un baño de sales o de metal fundido, consiguiéndose después de cierto tiempo de permanencia del acero a esa temperatura, la transformación de la austenita. El ensayo se completa, efectuando otras experiencias en baños de sales o metales fundidos a temperaturas variables desde 720° , hasta la temperatura ambiente. fig.

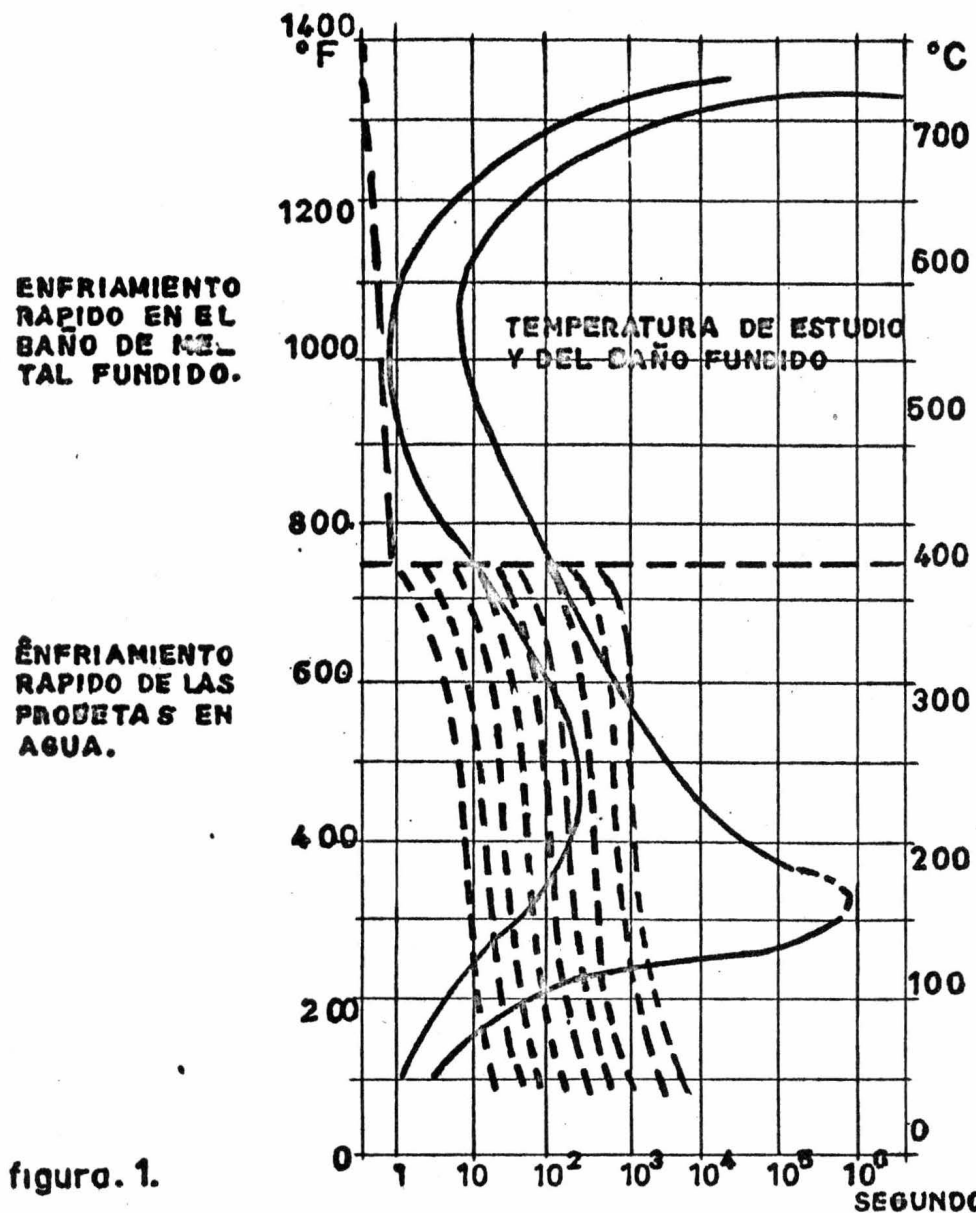


figura. 1.

ESQUEMA DEL PROCESO QUE SE UTILIZA PARA DETERMINAR LA CURVA DE LA S DE LOS ACEROS.

DILATACIONES
CONTRACCIONES

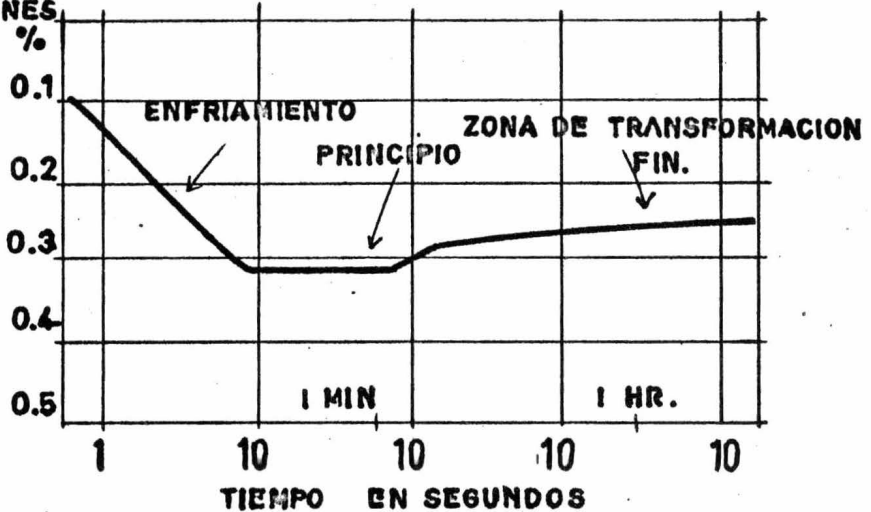


figura 2

DIAGRAMA DILATACIONES TIEMPOS EMPLEADOS PARA LA DETERMINACION DE LAS CURVAS DE LA S. EL ENFRIAMIENTO DE LA PROBETA SE HIZO EN BAÑO DE SALES A 500°.

Primero, se calientan las probetas hasta llegar a alcanzar la austenización de toda la masa, se pasan al baño caliente de sales o plomo y a continuación se sacan a intervalos sucesivos de tiempo las probetas del baño caliente, enfriandolas rápidamente en agua lo mas fría posible. Examinando luego las estructuras con ayuda del microscopio, se puede ver el porcentaje de austenita transformada y la clase de estructura obtenida en la transformación. Por efecto del rápido enfriamiento, la austenita que estaba sin transformar, se convierte en martensita y los constituyentes formados a alta temperatura por transformación isotérmica de un cierto porcentaje de austenita, se conservan después del rápido enfriamiento, en el mismo estado que tenían cuando fueron sacados del baño caliente. Examinando luego las muestras al microscopio, se pueden estudiar las estructuras obtenidas y conocer el tiempo necesario para que comience la transformación de la austenita, el que necesita para que se transforme un 25 %, un 50 %, un 75 % y por fin para que la transformación sea total.

Utilizando el método dilatométrico, la determinación de la curva de la "S" de los aceros, se hace de la siguiente manera : El ensayo se inicia colocando la probeta del acero que se va a ensayar en el fondo de un tubo de cuarzo, provisto de una abertura lateral para que la transmisión del calor a la probeta de acero se haga rápidamente. Todo el conjunto se introduce luego en un horno vertical, donde se calienta el acero a una temperatura ligeramente superior a la de austenización. Las variaciones de longitud de la probeta se transmiten a un reloj micrométrico por medio de una varilla de cuarzo. Para evitar que el calor llegue al micrómetro, se coloca sobre la tapa del horno un anillo refrigerado interiormente por agua en circulación. Después de igualada la temperatura en la probeta de acero, se saca todo el conjunto y se introduce rápidamente en otro horno, también vertical, donde hay un baño de sales o plomo fundido, cuya temperatura es la que se ha fijado para la transformación de la austenita. Al descender la temperatura, el acero, de acuerdo con las leyes de dilatación y contrac -

ción térmica, se contrae. Luego, al cabo de un cierto tiempo, se inicia la dilatación de la probeta que señala el principio de la transformación de la austenita, que termina al cesar esa dilatación.

Si registramos el ensayo en una gráfica, en la que se señalen dilataciones y tiempos, se obtienen curvas parecidas a la de la fig. 2, que sirven para conocer para cada temperatura de ensayo, el tiempo necesario para el principio y fin de la transformación. Preparando otras curvas análogas para diversas temperaturas, se conocerán en cada una de ellas los puntos de comienzo y fin de las transformaciones, que servirán para determinar la curva de la "S" de las diferentes clases de aceros.

Los resultados obtenidos en los ensayos, se llevan sobre un diagrama, en el que en ordenadas se señalan temperaturas y en abscisas los tiempos en escalas logarítmicas. De esta manera se obtienen dos curvas en forma de "S" de las cuales, la de la izquierda señala para cada temperatura, el tiempo que tarda en comenzar la transformación y la de la derecha, el tiempo necesario para que toda la austenita quede transformada en otros constituyentes mas estables.

La forma de cada una de las curvas que constituye el diagrama isotermico y su posición con respecto al eje tiempo, depende de la composición y tamaño de los granos de la austenita que transforman algunos elementos de aleación, o combinación de elementos, cambiando la forma de la curva de una manera característica; en efecto, esto permite la clasificación de los aceros en base al tipo de la curva.

Para fines presentes es suficiente estipular que, con pocas excepciones, un aumento en el contenido de los elementos de aleación o en el tamaño de los granos de la austenita, siempre retarda la transformación isotermica, moviendo la curva hacia la derecha. A cualquier temperatura mas alta alrededor de 900°F , es decir por encima de lo que se conoce por "nariz" o rodilla del inicio de la curva. Este retardo se refleja en el mayor endurecimiento del acero con un mayor contenido del elemento aleado o un mayor tamaño del grano de la austenita.

En el diagrama de transformación isotermica ha sido dibujado en un plano de tamaño uniforme, con una escala lineal de temperatura dibujada verticalmente y una escala logarítmica de tiempo dibujada horizontalmente.

La escala de tiempo logarítmica es usada de acuerdo con la práctica bien establecida, para abarcar los intervalos de tiempo, muy cortos o muy largos que llegan a encontrarse. Los intervalos de tiempo de un minuto, una hora, un día y una semana, se muestran como comodidad para localizar puntos de referencia familiares en la escala básica de logaritmos de tiempo en segundos.

La escala básica de temperaturas, está dada en grados Fahrenheit, pero a la izquierda se muestra una escala de consulta en Centígrados.

Las temperaturas A_{c1} (inicio de la austenita) y A_{c3} (fin de la austenita), representadas por líneas horizontales cerca de la parte alta del diagrama, corresponden respectivamente al límite inferior y superior del llamado alcance crítico.

En virtud de que estas temperaturas son límite para la transformación isotérmica, éstas representan un punto importante en el diagrama.

Para determinar las temperaturas A_{c1} y A_{c3} , las muestras se calientan y se mantienen durante un tiempo en cada una de una serie de temperaturas en los alrededores de la temperatura de inicio de la austenita y fin de la misma.

La temperatura A_{c1} , es la temperatura en la que se forma una pequeña cantidad de austenita en la matriz de ferrita y no aumenta perceptiblemente al doblarse el tiempo de permanencia. En esa forma, la temperatura A_{c1} señala las temperaturas máximas de templado que pueden ser usadas sin formar una cantidad significativa de austenita en el acero que se está tratando. Igualmente, la temperatura A_{c3} señala la temperatura máxima en la cual una cantidad difícilmente detectable de ferrita puede existir en un acero hipoeutectoide.

En los aceros Hipo e Hipereutectoides, la temperatura A_{c3} es ligeramente mas alta que la A_{c1} y es de poca importancia. Por lo tanto en los diagramas solo se menciona la A_{c1} para tales aceros.

En algunos diagramas, las temperaturas A_{c1} y A_{c3} , están indicadas como "estimadas"; esto indica que estas temperaturas fueron calculadas de acuerdo con la fórmula empírica establecida para estimar los puntos A_{c1} y A_{c3} .

La formación de martensita en cada diagrama aparece como una

línea horizontal marcada Ms, esta línea indica la temperatura en la que la martensita se puede formar al extinguirse la temperatura de austenitización. Al enfriarse más por abajo de esta temperatura, se formará una cantidad mayor de martensita. El porcentaje de austenita -- transformada en martensita a medida que continúa el enfriamiento, se indica en los diagramas con flechas dirigidas a las temperaturas en las que la austenita se medio transforma M_{50} (o sea el punto medio de la transformación) y se transforma en un 90 %. Estos porcentajes particulares no tienen una significación especial y son usados simplemente para dar una idea del progreso de transformación de austenita a -- martensita a medida que el enfriamiento continúa abajo de Ms.

En muchos diagramas, la información sobre la formación de -- la martensita fue obtenida por medio de mediciones directas al usar -- la técnica metalográfica. En otros, estas temperaturas fueron calculadas de acuerdo con una fórmula empírica desarrollada con este propó -- sito y los símbolos antes mencionados están marcados como temperatu -- ras estimadas. Debe hacerse notar, que éstas no deben considerarse -- como temperaturas de gran precisión ya que en algunos casos la compo -- sición de la austenita no era conocida exactamente (a causa de carbu -- ros no disueltos) o la composición no se encontraba dentro del límite al que se aplica la fórmula empírica.

La fórmula aproximada de Nehrenberg, permite calcular el -- punto Ms para los aceros poco aleados.

$$Ms(^{\circ}C) = 500 - 300^{\circ}C - 33\%Mn - 17\%Ni - 22\%Cr - 11\%Si - 11\%Mo$$

Igualmente, Steven y Haynes han propuesto la siguiente fór -- mula :

$$Ms(^{\circ}C) = 561 - 474^{\circ}C - 33\%Mn - 17\%Ni - 17\%Cr - 21\%Mo.$$

Morris Cohen ha propuesto :

$$Ms(^{\circ}C) = 500 - 350^{\circ}C - 40\%Mn - 35\%V - 20\%Cr - 17\%Ni - 10\%Cu - 10$$

Mo - 5 W + 15%Co + 30%Al.

Actualmente, por el análisis térmico y magnético del IRSID, es susceptible con sus enfriamientos muy rápidos determinar Ms.

Para los aceros con contenido menor al 0.6 % , los resultados recobran bastante bien los valores calculados por la fórmula aproximada de Andrews :

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 423 C - 30.4 Mn - 17.7 Ni - 12.1 Cr - 11 Si - 7.5 Mo$$

$$A_{c_1} = 723 - 10.7 \% Mn - 16.9 \% Ni + 29.1 \% Si + 16.9 \% Cr + 6.38 \% W + 290 As \%$$

$$A_{c_3} = 910 - 203 \sqrt{C} - 15.2 Ni + 44.7 \% Si + 104 \% V + 31.5 \% Mo + 13.1 W \\ - 30 \% Mn - 11 \% Cr - 20 \% Cu + (700 \% P + 400 \% Al + 120 \% As + 400 \% Ti)$$

(Los coeficientes de los contenidos para los últimos elementos, están muy aproximados).

El método de Greninger y Troiano se ha utilizado para la determinación experimental de Ms para aceros de alto templado, igualmente, permite obtener las temperaturas de M_{50} y M_{90} correspondiendo respectivamente a la formación del 50 y 90 % de martensita.

UN METODO PARA DETERMINAR LA TRANSFORMACION DE LA
AUSTENITA EN LA ZONA MARTENSITICA

Para estudiar el avance de la transformación de la austenita en la zona inferior martensítica, no se puede usar el exámen metalográfico citado, porque al ser la martensita el producto obtenido en el proceso de transformación que se estudia, no se puede diferenciar esta martensita de la que se obtiene como consecuencia del rápido enfriamiento final, que se emplea en el método metalográfico.

Para hacer esas determinaciones se ha usado mucho el procedimiento dilatométrico, pero, el mas empleado es el "método metalográfico de temple y revenido" .

El procedimiento consiste en tomar probetas muy pequeñas de 1 X 1 X 6.4 mm. del acero a ensayar, que se calientan a temperaturas superiores a la crítica y se introducen rápidamente en un baño caliente a la temperatura del ensayo, manteniendo el acero a esa temperatura solo el tiempo necesario para que alcance la temperatura del baño. No hace falta prolongar la permanencia, porque la transformación es casi instantánea (la austenita se transforma en martensita rápidamente).

La probeta, cuya microestructura estará entonces formada por martensita y austenita sin transformar, se pasa a otro baño que estará a mas alta temperatura para efectuar el revenido.

La duración y temperatura de esta etapa, estarán limitadas por dos condiciones :

I.- Que la martensita obtenida se oscurezca suficientemente por la acción del revenido.

II.- Que la austenita que está todavía sin transformar, no sufra ninguna transformación.

Luego, desde esta temperatura las probetas son enfriadas en agua.

Como el revenido oscurece el producto transformado, puede — distinguirse fácilmente de la austenita que antes estaba sin transformar y que después del enfriamiento en agua se transforma en martensita que será muy poco atacada y quedará casi blanca.

En caso de que el porcentaje del producto transformado no se aprecie claramente, en el examen microscópico la determinación del avance de la transformación de la austenita se puede efectuar empleando los rayos X.

* LAS CURVAS EN EL DIAGRAMA ISOTERMICO

Empezando por el lado izquierdo del diagrama, la primera curva se extiende desde las cercanías de las temperaturas A_f , A_{cm} , o A_{c1} hacia la línea marcada M_s . Esta línea, está hecha de puntos que representa a cada nivel de temperatura investigado, el tiempo que se requiere para transformar una cantidad medible de austenita. El porcentaje del producto de transformación necesaria para iniciar una transforma-ción depende de la sensibilidad de la técnica usada para seguir el proceso de transformación. La mayor parte de las curvas cerca del 01 % - de la transformación sirvió como base para la localización de la línea inicial.

En todos los diagramas, excepto aquellos que representan aceros eutectoides, la segunda curva a la izquierda empieza cerca de A_{c1} y continúa hacia abajo hasta alrededor de $900^{\circ}F$ en donde se une con la línea inicial; una excepción ocurre en los diagramas de las series 9200 y algunos otros en los que la aparición de la microestructura en los límites $1000 - 900^{\circ}F$, impidió una localización exacta de la parte inferior de esta línea, señalándose en los diagramas una zona sombreada con líneas para indicar inseguridad del punto en que se une a la línea inicial.

El inicio de la transformación representa un agregado de ferrita - carburo (perlita en su mas amplio sentido) en el rango de temperaturas en la que el primer producto de la transformación de austenita es ferrita proeutectoide o carburo proeutectoide.

La amplia curva hacia el extremo derecho representa el tiem-

po que se requiere en cada temperatura para que se transforme el último resto de austenita, esta curva se acerca pero nunca puede cruzar a A_{c1} . Se extiende desde cerca a A_{c1} hasta mas abajo de M_s .

Una muestra templada por debajo de M_s se transformará por lo menos en parte en martensita, durante el enfriamiento, y de ahí que la transformación isotérmica de toda la austenita es imposible por abajo de M_s . La porción de austenita que alcance cualquier temperatura por abajo de M_s , con el tiempo se transformará isotérmicamente en lo que para cualquier propósito práctico se podrá considerar como bainita.

El tiempo requerido, es indicado por la porción del final de la línea que se extiende por abajo de M_s horizontal; esta porción del final de la línea está hecha en guiones ya que existe cierta duda para su colocación correcta, ya que es relativamente difícil una medición confiable en esta región.

En algunos aceros de alta aleación, una porción de la parte final de la curva queda fuera del plano, pero lógicamente puede suponerse que la línea que termina es continua ya que la austenita es inestable en todas las temperaturas abajo de A_{c1} y con el tiempo se supone que se transformará.

La línea marcada en algunos casos con "50 %" que se localiza entre las líneas que empiezan y terminan, representan el tiempo requerido en cada temperatura para la transformación de la mitad de toda la austenita.

Las curvas principales del diagrama isotérmico han sido dibujadas gruesas, no tan solo para que se distingan entre las líneas coordenadas delgadas sino también para enfatizar su colocación exacta en la escala de tiempo.

Debe reconocerse que el diagrama isotérmico es para representar la norma general de transformación en una composición determinada y particularmente en las regiones en que la transformación ocurre rápidamente, por consiguiente no debe considerarse como un sumario de un jue-

go completo de mediciones cuantitativas de gran precisión.

La dificultad fundamental es desde luego, que incluso un pedazo de acero requiere un apreciable intervalo de tiempo para que se enfríe hasta llegar a la temperatura del baño isotérmico. El orden de la magnitud de este intervalo es influenciado por muchos factores entre los que se incluye :

1.- Corte de la muestra, 2.- la agitación que recibe al sumergirse en el baño isotérmico y 3.- la composición, el volumen y temperatura del baño isotérmico. Consecuentemente es raro contar con una evaluación exacta del tiempo para alcanzar la temperatura del baño después de la inmersión. Cuando la transformación empieza en algunos segundos y continúa rápidamente por ejemplo, en la región de la "nariz" el tiempo requerido para que la muestra alcance la temperatura de baño es una porción considerable del tiempo total requerido para la transformación. Otro problema se presenta por la circunstancia de que el calor generado por la transformación puede evitar que una muestra llegue a alcanzar la temperatura del baño hasta después que se ha terminado la transformación. A pesar de estas limitaciones, la línea inicial aún en las regiones de la "nariz" de un acero que se transforma rápidamente, puede ser localizada con suficiente exactitud para muchos propósitos prácticos. Esto es posible porque los conocimientos acumulados de la cinética de la transformación hace posible racionalizar la reacción completa a partir de un número limitado de medidas. También es cierto que la curva inicial tiene una forma de "C" característica, que es modificada en forma predecible por determinados elementos de aleación .

Un determinado diagrama T T T, aún cuando sea construido partiendo de un juego completo de medidas muy precisas, solo es verdaderamente exacto con respecto a la transformación de la muestra particular del acero usado para obtener la definición, otras muestras del mismo grado de acero pueden variar apreciablemente en el tiempo exacto requere

rido para la transformación para empezar y terminar en cada temperatura. En la práctica, los datos isotérmicos son usados generalmente en relación con el tratamiento térmico de piezas de acero mucho más grandes que las muestras pequeñas usadas para desarrollar un diagrama isotérmico. Aunque en nuestra experiencia, la masa de la muestra no puede por sí misma influenciar apreciablemente las tasas de transformación siempre y cuando se tome en cuenta el tiempo de enfriado (desde la inmersión hasta la obtención de un equilibrio térmico con el baño isotérmico) en el centro de una pieza de acero grande, comparada con una chica, sucede a menudo que la pieza grande empieza a transformarse más rápidamente y termina su transformación un tanto más tarde de lo que se indica en el diagrama isotérmico.

Aún así, no se perjudica seriamente la utilidad del diagrama por no poder obtener en todos los niveles de temperatura una medida exacta del tiempo de inicio. Se requiere bastante juicio para obtener una excelente construcción de un diagrama a partir de datos experimentales, así como para su interpretación en relación con condiciones distintas a aquellas en que fue determinado. Quien lo use, y tenga experiencia no encontrará un indebido grado de exactitud, ni lo rechazará porque no esté siempre basado en mediciones de gran exactitud.

CAMPOS DEL DIAGRAMA ISOTERMICO

Cada campo en el diagrama isotermico arriba de M_s , es marcado para indicar las fases observadas en las muestras austenitizadas.

La región arriba de la temperatura A_{c_3} y a la izquierda de la línea inicial, está marcada con una A, de austenita, que se presume haya existido en esta región ya que las muestras tratadas dentro de los límites de tiempo-temperatura de este campo, estaban completamente "martensíticas" al ser templadas.

En algunos de los diagramas, el tratamiento de austenitización no disolvió todos los carburos en la austenita y esto se indica en cada uno de los diagramas.

La región marcada A + F, o A + C, que está entre la línea inicial y la línea gruesa intermedia, representa la región tiempo-temperatura en la que se observaron austenita y una fase proeutectoide, la última es ferrita (F) en un acero hipoeutectoide y carburo (C) en un acero hipereutectoide.

El campo A + F, o A + C, se extiende desde cerca de A_{c_3} o A_{cm} usualmente hacia abajo, hasta cerca de $900^\circ F$, en donde el campo es presionado hacia afuera en virtud de la unión de sus dos líneas colindantes.

El campo marcado A+F+C, que está limitado a la derecha por la terminación de la línea y a la izquierda por el límite de la derecha del campo A + F o (A + C) a temperaturas mas altas, y por la línea inicial a temperaturas mas bajas, extendiéndose desde A_{c_1} o ligeramente mas arriba, hacia abajo hasta M_s .

Las muestras que se mantengan a cualquier temperatura constante por un período de tiempo dentro de los límites del campo A+F+C,

mostraron contener las 3 fases (1) austenita (observada a la temperatura ambiente, austenita retenida) (2) ferrita y (3) carburo. Tanto la ferrita como el carburo pueden existir separadamente como un constituyente proeutectoide, y además usualmente los dos están íntimamente asociados entre sí en forma de constituyente agrupado. Lo último, se clasifica como perlita a temperaturas mas altas y como bainita a temperaturas mas bajas; en temperaturas intermedias se pueden formar tanto bainita como perlita.

El señalamiento de los campos por las fases formadas, evitan la necesidad de la clasificación de todos los micro-constituyentes que resultan de la transformación de la austenita a una temperatura constante, simplificando así el diagrama.

El campo a la derecha de la línea que termina, está marcado F + C, para indicar que solo se encuentran presentes ferrita y carburo, habiéndose convertido toda la austenita a estas fases por el proceso de transformación.

LA DUREZA DESPUES DE LA TRANSFORMACION

Una serie de números colocados al extremo derecho de los diagramas, indican la dureza medida a temperatura ambiente. (DUREZA ROCKWELL "C"). Estos números por su posición con respecto a la escala de temperatura, indican el nivel de transformación isotérmica a la que corresponden.

En algunos diagramas, a niveles en los que la dureza es menor a 10 Rc, la dureza fué medida en la escala Rockwell "B" y el resultado número Rb, es dado en lugar del habitual número Rc. El valor de dureza localizado en los 70 °F, es la dureza de una pequeña muestra -- austenitizada y luego templada en "salmuera", a temperatura ambiente.

En todos estos aceros, la dureza aumenta a medida que la temperatura de transformación disminuye.

M I C R O E S T R U C T U R A

Existen diferentes características en la microestructura de aceros con marcadas diferencias de composición, pero estas diferencias pueden tomarse en cuenta más fácilmente, cuando se dispone de -- diagramas isotérmicos para compararse con aquellos de aceros más familiares. Así, la presencia de ferrita proeutectoide en la estructura, es indicada por un campo A + F en el diagrama. Para un tamaño de grano de austenita particular, la cantidad relativa de ferrita proeutectoide es más o menos proporcional a la diferencia de temperatura entre A_{c1} y A_{c3} .

El carácter del agregado de ferrita-carburo, es primeramente determinado por la temperatura de transformación de tal manera que la diferencia en su aspecto entre las diferentes composiciones de acero es usualmente menor que la que resulta de una diferencia en la temperatura de transformación de un poco más de 100 °F.

En general, los agregados aciculares usualmente clasificados como bainita, forman la vecindad de la temperatura de la "nariz" (la nariz más baja, si es que hay dos) hasta Ms.

Las microestructuras que se forman en muchos aceros de aleación, sobre todo aquellos que contienen elementos que forman carburo, como Cr., Mo, y V, son diferentes a las de los aceros al carbono. -- Sin embargo, la tendencia general es común a todos, con las modificaciones indicadas en el diagrama isotérmico.

Generalmente es cierto que dos aceros diferentes con diagramas similares, también tendrán microestructuras similares en sus co-rrespondientes niveles de temperaturas, y de allí, propiedades mecá-

nicas similares cuando sean tratados en forma similar.

Cuando sea necesario descontinuar una composición determinada que haya sido utilizada con éxito, es una regla correcta el seleccionar un sustituto que tenga un diagrama isotérmico tan parecido como el del anterior. Si esto puede hacerse, se necesitará muy poca modificación de la práctica del tratamiento térmico, cuando la antigua composición sea sustituida por la nueva.

MICROCONSTITUYENTES

CONSTITUYENTES MICROSCOPICOS QUE APARECIEN EN LAS TRANSFORMACIONES ISOTERMICAS DE LA AUSTENITA.

Las características de los constituyentes que aparecen en estas transformaciones, señalando en los diagramas isotérmicos de acuerdo con la teoría de H. Jolivet, tres zonas principales; la superior, la intermedia y la inferior; caracterizada cada una de ellas por la forma de efectuarse la transformación. (En algunos aceros aleados, estas zonas se marcan muy claramente porque quedan separadas entre sí -- por franjas de relativa estabilidad de la austenita).

La primera zona se halla en los diagramas, justo debajo de la línea Ae_1 ; la inferior corresponde a la zona de formación de martensita y la intermedia, se halla en el intervalo comprendido entre las dos citadas anteriormente.

En la zona superior y probablemente también en la intermedia, los cristales que aparecen como consecuencia de la transformación de la austenita, nacen y se desarrollan por formación de núcleos y posterior crecimiento de los mismos. Los gérmenes de cristalización brotan generalmente en los contornos de los cristales de austenita ejerciendo las velocidades de nucleación y de crecimiento gran influencia en el proceso de formación de las nuevas estructuras.

En la zona superior perlítica, por ser la velocidad de nucleación o germinación lenta y la de crecimiento rápida, aparecen pocos cristales, que son además de estructura grosera. En cambio, en la zona de la nariz de la "S", por ser la velocidad de nucleación muy rápida y la de crecimiento relativamente pequeña con relación a esa última, aparecen numerosos cristales poco desarrollados y muy finos.

En los aceros eutectoides, la transformación de la austenita se inicia en las zonas superiores con la formación de núcleos o centros de cristalización (de ferrita o cementita), que sirven de base para el desarrollo y crecimiento de las nuevas estructuras.

Los constituyentes que se forman en ambas zonas, se diferencian entre sí porque en la zona superior, los primeros núcleos o centros de cristalización que se forman son de cementita y en la segunda, de ferrita.

El comienzo de la formación de los cristales en la zona superior (perlita, sorbita, troostita, etc.), se inicia por la cristalización de finísimas láminas de cementita, junto a las que se forman otras de ferrita, continuando luego el nacimiento de sucesivas láminas de uno y otro constituyente. En esta zona de transformación, además de las estructuras clásicas ya conocidas, aparecen otras nuevas de tipo granular que con el empleo de grandes aumentos han podido descubrirse recientemente.

En la zona intermedia (bainita), se inicia en cambio, primeramente la cristalización de las agujas de ferrita, junto a las que progresa luego el desarrollo de los otros constituyentes.

En la tercera zona, la transformación se verifica casi instantáneamente, no existiendo ninguna de las citadas fases de nucleación y crecimiento.

Z O N A S U P E R I O R

ESTRUCTURAS LAMINARES

P E R L I T A.— Es un constituyente eutectoide, formado por capas alternadas de hierro alfa y carburo de hierro CFe_3 , o lo que es

lo mismo, de ferrita y cementita. Es de composición química constante y definida y contiene aproximadamente 6 partes de hierro y una de carburo, que corresponde a 13.5 % de CFe_3 y 86.5 % de hierro y a 0.9 % de carbono y 99.1 % de hierro. Tiene una resistencia de 80 Kg/mm^2 y un alargamiento de 15 % aproximadamente.

La perlita aparece en general en el enfriamiento lento de la austenita o por transformación isotérmica de la austenita en la zona de los 650° a 725° .

La ferrita y la cementita que componen la perlita, aparecen formando láminas paralelas y alternadas que tienen reflejos nacarados por lo cual, SORBY en 1864, le dió el nombre de constituyente perlitico.

El espesor de las láminas de perlita es tanto mayor, cuanto mas elevada es la temperatura de transformación, disminuyendo su distancia interlaminar, aumentando la dureza y haciéndose la estructura cada vez mas fina al descender la temperatura de formación. fig. 3. Según la velocidad de enfriamiento, esas laminillas aparecen ligeramente separadas y cuando el enfriamiento ha sido bastante rápido, las láminas se acercan mucho, de forma que al microscopio, aun con grandes aumentos no se pueden distinguir.

La distancia interlaminar de la perlita sirve para clasificarla: en perlita gruesa, con una separación entre las láminas de unas 400 milimicras y una dureza de 200 Brinell, que se obtiene por enfriamiento muy lento dentro del horno; la perlita normal, tiene 350 milimicras y 220 Brinell, que se obtiene cuando se enfría dentro del horno bastante rápidamente o cuando se deja enfriar el acero al aire, tiene 250 milimicras y 300 Brinell de dureza.

Para observar con claridad las laminillas de perlita gruesa suele ser necesario emplear unos 500 aumentos.

La perlita se colorea de oscuro con todos los reactivos aci

dos, nital, picoral, etc., se oscurece mas rápidamente que la martensita pero queda mas clara que la troostita, y la sorbita.

Es interesante recordar que la coloración de la perlita no es mas que un efecto de las sombras y de los relieves de los elementos que la forman, pues ni la ferrita ni la cementita son coloreadas por los ataques que ensombrecen la perlita; estos reactivos destacan el relieve de la cementita y esa es la causa del aparente colorido de la perlita.

Cada grupo de láminas paralelas constituye un cristal de perlita y aunque algunas veces, sobre todo en los aceros de composición próxima a la eutectoide, el contorno de los cristales de perlita no está bien definido; se pueden conocer los límites de cada cristal, sabiendo que dentro de cada uno de ellos todas las láminas son paralelas.

S O R B I T A Y T R O O S T I T A

Aparecen a temperaturas inferiores a las de la perlita, y aunque también están formadas por láminas alternadas de cementita y ferrita, sus estructuras son mucho mas finas que las de la perlita, tanto, que solo con grandes ampliaciones se pueden distinguir las láminas que las componen.

S O R B I T A .- Es un agregado fino de cementita y hierro alfa, se obtiene por enfriamiento de la austenita a velocidad bastante inferior a la crítica de temple, o por transformación isoterma de la austenita en la zona de 600 a 650 grados aproximadamente. Su resistencia es de 88 a 140 Kg/mm²; su dureza es de 250 a 400 Brinell y su alargamiento es de 10 a 20 %. Es el constituyente de máxima resistencia de los

aceros.

El nombre de sorbita fué dado por Osmond en honor del metalurgista inglés Sorby.

Con pocos aumentos aparece mal definida en forma de manchas difusas, pero, con grandes amplificaciones se ve en forma de pequeños gusanitos como granos blancos muy finos sobre un fondo oscuro.

Con frecuencia se confunde con la perlita en la estructura de los aceros hipo e hipereutectoides normalizados o recocidos, pero se diferencia de aquella por su aspecto mas confuso.

La distancia entre las láminas es de 100 a 250 milimicras -- aproximadamente.

* Es el constituyente de casi todos los aceros forjados y laminados, pues la velocidad de enfriamiento en estos procesos no suele -- ser suficientemente lenta para la formación de la perlita.

Actualmente existe una gran tendencia a agrupar la troostita y la sorbita junto con la perlita en una familia de constituyentes laminares.

La sorbita se forma a temperaturas un poco inferiores a la de la perlita.

T R O O S T I T A .

Es un agregado extremadamente fino de cementita y de hierro alfa. Se produce por el enfriamiento de la austenita a velocidad ligeramente inferior a la crítica de temple o por transformación isoterma de la austenita a temperatura de 500 a 600 grados, según la composición de los aceros.

Aparece en los aceros enfriados desde el estado austenítico a velocidades ligeramente inferiores a las del temple y en el corazón de grandes piezas templadas en agua; y de otras pequeñas templadas en --

aceite. Sus propiedades físicas son intermedias entre la martensita y la sorbita. Es magnética. Tiene una resistencia de 140 a 175 Kg/mm², su dureza es de 400 a 500 Brinell y su alargamiento de 5 a 10 %.

El nombre de troostita, se debe al físico francés Troost. El crecimiento de la troostita es nodular, presentando una estructura característica dirigida hacia el centro de cristalización, estando formada algunas veces por zonas radiales, en las cuales las láminas son paralelas fig. 4 b, o por láminas orientadas radialmente desde el centro de los nódulos. fig. 4 c. Generalmente aparece acompañando a la martensita y a la austenita situándose en los contornos de los cristales.

La troostita se oscurece con mas intensidad que ningún otro constituyente, al ser atacada por cualquiera de las soluciones alcohólicas de ácido nítrico o pírico. Su distancia interlaminar es aproximadamente de 100 milimicras.

ESTRUCTURAS GRANULARES

Las estructuras granulares son poco importantes, apareciendo generalmente a temperaturas muy próximas a la nariz perlítica de la "S" y son tan parecidas a la troostita, que con frecuencia se confunden, a pesar de que su estructura interna es muy diferente.

En general son muy difíciles de encontrar y no se presentan mas que raras veces en las estructuras de los aceros. Aparecen claras y muy definidas, únicamente en algunos aceros eutectoides e hiper-eutectoides, al efectuarse la transformación en la parte inferior de la primera zona.

En algunos aceros, las durezas de estos constituyentes suelen ser ligeramente inferiores a las de las estructuras perlíticas finas, formadas a temperaturas un poco más elevadas.

VARIACION DE LA DISTANCIA INTERLAMINAR DE LA PERLITA EN FUNCION DE SU TEMPERATURA DE FORMACION

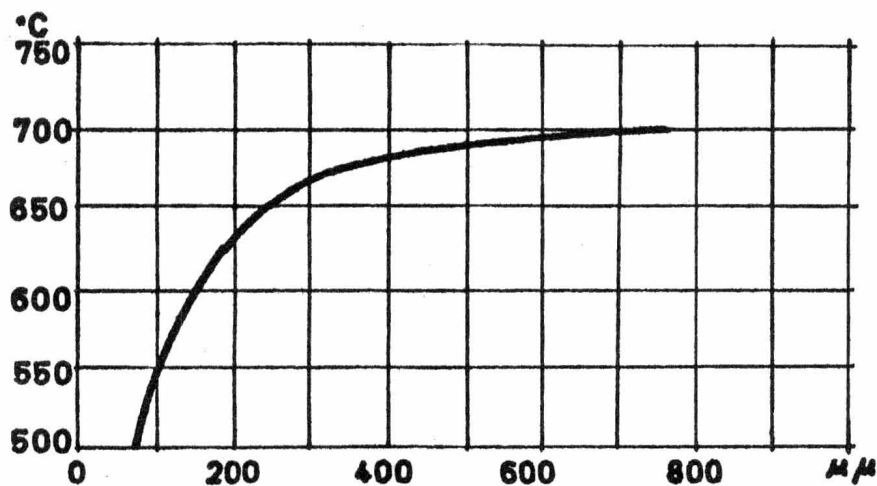
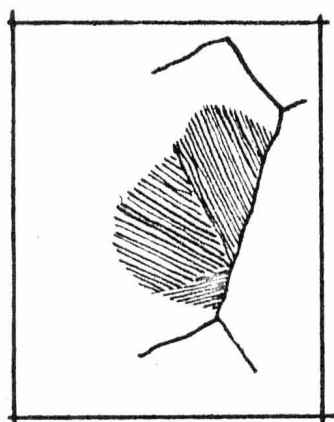
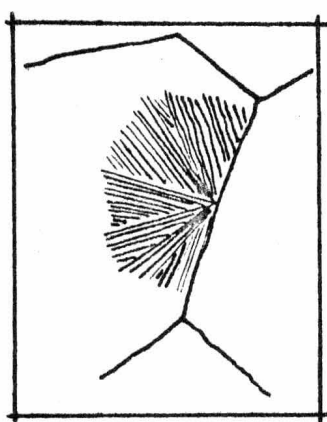


figura 3.

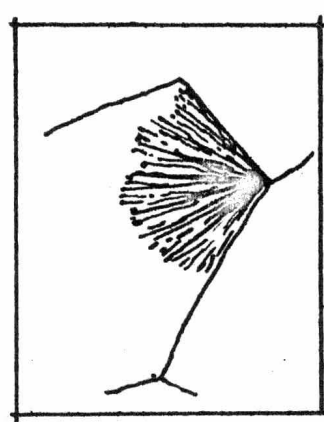
REPRESENTACION GRAFICA DE LOS CONSTITUYENTE MICROSCOPICOS QUE APARECEN EN LA ZONA SUPERIOR DE LA CURVA DE LA S (JOLENT)



(a) PERLITA LAMINAR

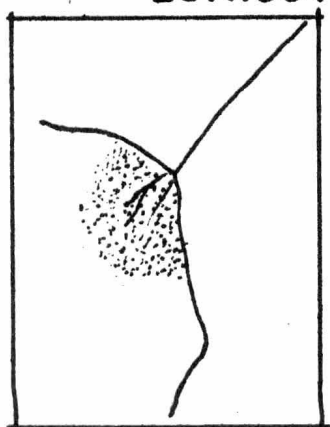


(b) TROSTITA



(c) TROSTITA

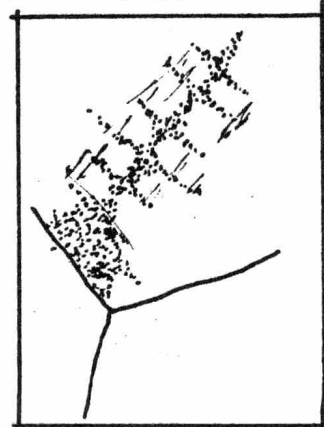
ESTRUCTURAS GRANULARES DE:



(d) DESARROLLO NODULAR



(e) DESARROLLO ARBORESCENTE



(f) DESARROLLO ACICULAR

figura 4

N O D U L A R

Este es el tipo de estructura granular que aparece a temperatura más elevada. Se presenta en forma de nódulos de superficie convexa (fig. 4 d.), que puede considerarse como una evolución de los nódulos de troostita laminar, de la que sin embargo, se diferencia porque su estructura interna es de tipo granular.

Con muchos aumentos, se pueden apreciar en su interior, finísimos glóbulos de cementita que son fácilmente atacados por los reactivos ácidos.

A R B O R E S C E N T E

Cuando la temperatura de transformación es un poco más baja, la estructura de los glóbulos es más fina y más coloreable por los reactivos de ataque. Al mismo tiempo, el contorno convexo de la estructura nodular es reemplazada por formaciones orientadas con entrantes y salientes. Recuerda las dendritas formadas en los lingotes de acero en el proceso de solidificación.

A C I C U L A R

A temperaturas aún más bajas, los gránulos de cementita se desarrollan acicularmente en la dirección de los planos cristalográficos de la austenita, adoptando un aspecto muy parecido al de las es --

estructuras Widmanstätten. fig. 4 f.

F E R R I T A

En los aceros hipoeutectoides, la transformación de la austenita se inicia por germinación y crecimiento de los cristales de ferrita. En general, la cantidad de ferrita decrece al descender la temperatura de transformación y llega casi a cero en la nariz, lo cual equivale a decir que las estructuras laminares formadas a baja temperatura contienen menor porcentaje de carbono que las formadas a temperaturas mas elevadas.

A temperaturas próximas a A_{c3} , los cristales de ferrita nacen, luego se ensanchan y se desarrollan a lo largo de las uniones de los granos. Cuando la austenita se transforma a temperaturas más bajas, el número de cristales de ferrita aumenta y su tamaño disminuye, aunque el crecimiento y desarrollo de los cristales se efectúa principalmente en dirección de los planos cristalográficos, cuando la temperatura de transformación es próxima a la nariz de la perlita se pueden ver algunos cristales de ferrita dirigidos u orientados hacia el centro de los primitivos cristales de austenita.

Z O N A I N T E R M E D I A

El constituyente principal de esta zona es la bainita, llamada así por haber sido Bain quien al estudiar la transformación de

la austenita a temperatura constante, la clasificó con precisión. Al principio se denominaba así a cualquier constituyente formado a temperaturas comprendidas entre 600 y 250 grados; en la actualidad, se agrupa a todos los constituyentes que aparecen en la zona bajo la denominación de estructuras intermedias.

La formada de 600 a 450 grados aproximadamente, se denomina BAINITA SUPERIOR, constituida por una serie de agujas de ferrita y cementita paralelas; las primeras actúan como centros de cristalización y BAINITA INFERIOR a la que se forma a más baja temperatura 450 a 250 grados, que tiene aspecto acicular más marcado y es más fina, que solo con grandes ampliaciones se puede apreciar. El aspecto acicular de las agujas se acentúa, decrece su tamaño y tienden a desarrollarse únicamente en determinadas direcciones.

Z O N A I N F E R I O R

Cuando la austenita en el enfriamiento llega a una cierta temperatura que depende de la composición del acero y que generalmente se encuentra en la zona de 350 a 50 grados.

Si se enfría rápidamente el acero desde alta temperatura a velocidades de unos 150°C por segundo, el carbono situado en el centro de las caras del cubo no dispone del tiempo suficiente para desplazarse al centro del mismo, quedando el carbón en solución sólida sobresaturada o carburo de hierro en hierro alfa, atrapado a la red, ocasionando regiones enteras de austenita y ocasionando por lo tanto, una gran distorsión en la estructura cristalina. Este cataclismo interno que sufre el acero, es el motivo de su dureza. La nueva estructura formada se denomina martensita, este nombre le fué dado por Os -

mond en honor de Martens, notable metalurgista alemán; y se presenta al microscopio en forma de agujas o lanzas muy características y perfectamente distinguibles.

El proceso de formación de las agujas de martensita, es totalmente distinto de los citados anteriormente, es casi instantáneo y no existen períodos de nucleación y crecimiento. Hay un rapidísimo cambio de disposición de los planos atómicos de la austenita, transformándose la redicula cúbica de caras centradas del hierro gamma en martensita - de redicula tetragonal de cuerpo centrado conteniendo pequeñas cantidades de carbono en los espacios intersticiales.

Es el constituyente típico de los aceros templados, su contenido en C, suele variar generalmente desde pequeñas trazas hasta 1 % y algunas veces en los aceros hipereutectoides, aún suele ser mas elevado. Sus propiedades físicas varían con su composición, aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de carbono hasta un máximo para C = 0.90 % aproximadamente. Después de los carburos y la cementita, es el constituyente más duro de los aceros. Tiene una resistencia de 170 a 250 Kg/mm², una dureza de 50 a 68 Rockwell-C y alargamiento de 2.5 a 0.5 %, siendo además, magnética.

Se deben distinguir dos tipos de martensita :

La TETRAGONAL, formada por distensión tetraédrica del carbono en hierro alfa y la cúbica.

La primera, representa la máxima dureza del constituyente, - aumentando su tetragonalidad con el incremento en el porcentaje de carbono del acero y por consiguiente, su dureza. Esta martensita, generalmente se forma en aceros aleados con altos contenidos en carbono y enfriamiento brusco, es bastante inestable y con el tiempo tiene tendencia a transformarse en cúbica.

La martensita CUBICA, no tiene una dislocación tan acusada -

como la tetragonal y por consiguiente, su dureza es menor. Aparece en los aceros de construcción y en los aleados cuyo enfriamiento se ha efectuado en un medio de temple cuya temperatura del fluido ha sido superior a 90°C .

Para obtener la máxima transformación martensítica, es necesario conocer la velocidad crítica de los diversos medios de enfriamiento y entendiéndose la velocidad crítica como la velocidad de enfriamiento necesaria para mantener estable toda la austenita hasta el inicio del punto Ms. El aumento del carbono hasta el 0.8 % en la austenita disminuye la velocidad crítica, lo mismo ocurre con la presencia en la austenita de elementos de aleación como son el Mn, Cr, Mo, Ni, etc. Esto es de suma importancia para asegurar el éxito en el tratamiento de acero para herramientas.

Los elementos de aleación disueltos en la austenita, disminuyen la velocidad crítica de enfriamiento, por consiguiente, refuerzan la penetración del temple y mejoran la templabilidad.

Al examinar diferentes fotografías microscópicas de aceros templados, se observa con sorpresa que algunas veces la martensita aparece oscura y en cambio otras veces aparece blanca. Esto ocurre porque en el acero templado, después de ser atacado por reactivos adecuados, la martensita queda poco coloreada (martensita alfa) y es relativamente difícil apreciar las agujas que la componen.

Para facilitar su observación se presenta la martensita después de sufrir un ligero calentamiento a 50° - 250° que es más oscura y muestra sus agujas (martensita beta) con variaciones de color.

C A R B U R O S

Son cuerpos muy duros que se forman al combinarse algunos -

elementos especiales con el Carbón. De acuerdo a su constitución, se pueden considerar tres clases diferentes :

I.- Los carburos simples, formados por un elemento especial combinado con el carbono.

II.- Los carburos dobles, de un elemento especial y hierro

III.- Los carburos constituidos por mezclas isomorfas de un carburo simple con el carburo de hierro.

A altas temperaturas, estos carburos pueden disolverse en el hierro, pueden formar por lo menos parcialmente solución sólida con la austenita. Se presentan principalmente en los aceros rápidos, aceros indeformables con alto contenido en Cr; siendo el Cr, W, Mo y V, los elementos que los forman.

Una de las propiedades mas importantes de los aceros con carburos, es la facultad de conservar su dureza cuando son calentados a temperaturas elevadas, mientras que los aceros al carbono templados de estructura martensítica, se ablandan mas rapidamente. Estos aceros con carburos, se usan para fabricar herramientas.

En el microscopio, aparecen los carburos en forma de granos o glóbulos de color blanco brillante parecidos a la cementita globular.

DISTRIBUCION Y EFECTO DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION

La presencia de los elementos de aleación no se puede apreciar en el examen microscópico por ser iguales a las estructuras perliticas, sorbíticas, etc. de los aceros al carbono que las de los aceros especiales. En cambio, después de idénticos tratamientos térmicos en los aceros aleados, se obtienen estructuras diferentes a las de los ordinarios de mismo contenido en carbono, debido a la presencia de los elementos aleados.

Por ejemplo, un acero de 0.30 % de C, es perlítico y en cambio uno de 0.30 % de C, 1.25 de Cr, 5 % de Ni, y 0.60 de Mo, es martensítico. Si se calientan ambos aceros a 850 grados y se enfrían al aire, se obtienen estructuras diferentes, pero examinadas aparte, no se puede distinguir si son de acero al carbono o de un acero aleado.

Los diferentes elementos de aleación, se pueden encontrar en los aceros recocidos, en alguna de las siguientes formas :

I.- Disueltos en la ferrita.- Ciertos elementos se disuelven en el hierro alfa; entre éstos los más destacados son: Ni, Si, Al, Mn, Cu, P, y Cr.

II.- Combinados con el carburo.- Hay elementos que tienen tendencia a formar con el carbono, carburos simples o complejos que hacen a los aceros muy resistentes al desgaste. Los elementos que forman carburos son : Cr, Mo, Mn, W, y V.

III.- Combinados con otros elementos.- Formando inclusiones no metálicas; el Si, forma silicatos o silicoaluminatos de cal o de hierro, manganeso y cromo. El Al, forma alumina y silicoaluminatos. El Ti, puede presentarse como óxido de titanio y nitruros y cianuro de Ti; El Mn, forma silicatos y sulfuros.

IV.- Dispersos, formando cuerpos raros.- El Cu, cuando su porcentaje es mayor de 0.75 % y el Cr, en algunos casos especiales.

FACTORES QUE MODIFICAN
EL DIAGRAMA DE LAS TRANSFORMACIONES
ISOTERMICAS DE LA AUSTENITA

La composición química de un acero y en especial el contenido de elementos aleados, es el factor que influye mas decisivamente en la forma y situación de la curva de la "S" . Para una composición determinada, el tamaño de grano y la homogeneidad de la austenita, -- ejercen también una gran influencia.

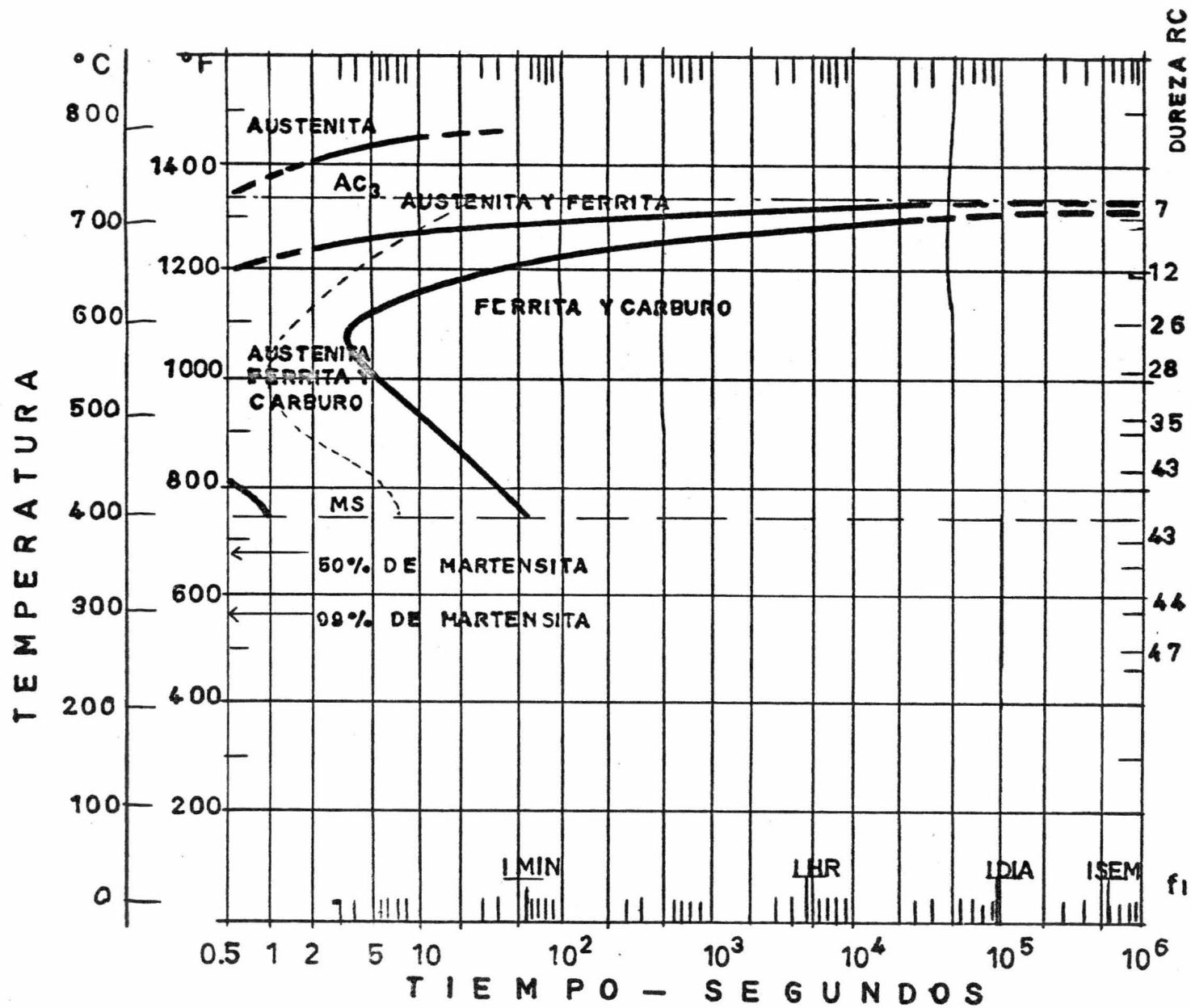
a).- COMPOSICION

b).- EFECTO DEL TAMAÑO DE GRANO .

INFLUENCIA DE LA COMPOSICION :

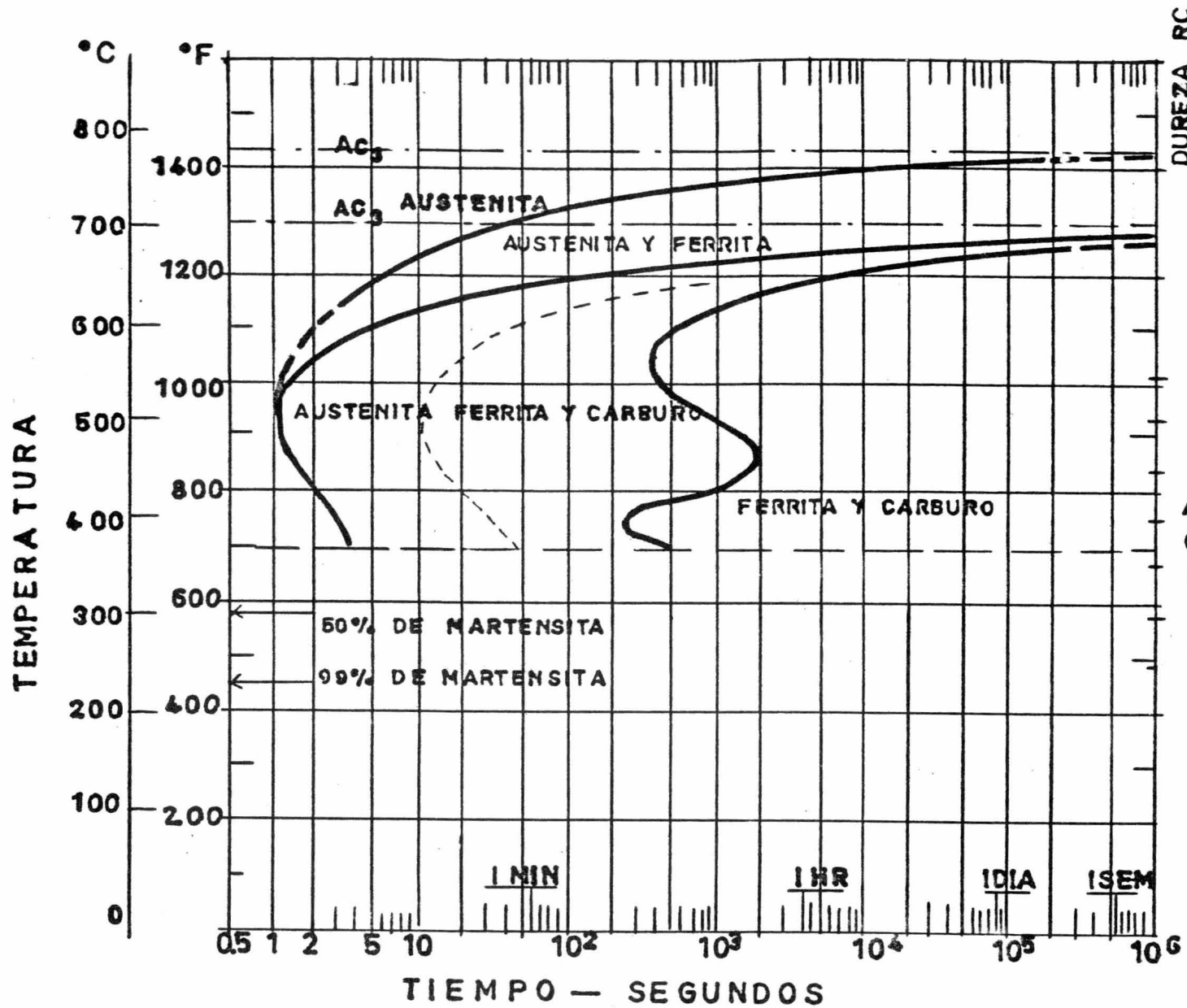
Los primeros estudios de transformación isoterma de la austenita se hicieron con aceros eutectoides, pero luego, muy pronto se determinaron las curvas de transformación de otros tipos de aceros.

En las figs. 5 y 6 se puede observar el efecto del Mn, sobre la forma y posición de la curva de la "S" viendose que la curva ha sido desplazada a la derecha y que el nivel de todas las transformaciones se ha retrasado y ha descendido. En general, al aumentar el contenido de la aleación de los metales como el Mn, forman solución sólida con la austenita, se retrasa el comienzo de la transformación y es también mayor el tiempo necesario para que se completen aunque el efecto y la magnitud de la influencia de los diversos elementos es



AUSTENIZADO A: 850°C
 GRANO MIXTO
 2-3 75% 7-8 25%
 C - 0.35
 Mn - 0.37

figura 5



AUSTENIZADO A 850°C
 GRANO MIXTO
 7.70% 2.30%
 COMPOSICION.
 C_ 0.35
 Mn_ 1.85

figura 6

diferentes de unos casos a otros.

Los elementos que forman carburos, tales como el Cr y el Mo aún en pequeños porcentajes, son la causa de que en algunos diagramas aparezcan dos "narices" correspondiendo una a la transformación perlitica y otra a la bainitica. fig. 8

Los diagramas de los aceros aleados son bastante complejos, como lo es también el mecanismo de las reacciones de transformación. En algunos de ellos se observa que la estructura perlitica se forma por encima y debajo de la nariz perlitica (fig. 7), lo cual no ocurre con los aceros al carbono y aleados con Ni y Mn, en los que la perlita solo se forma a temperaturas superiores a la nariz.

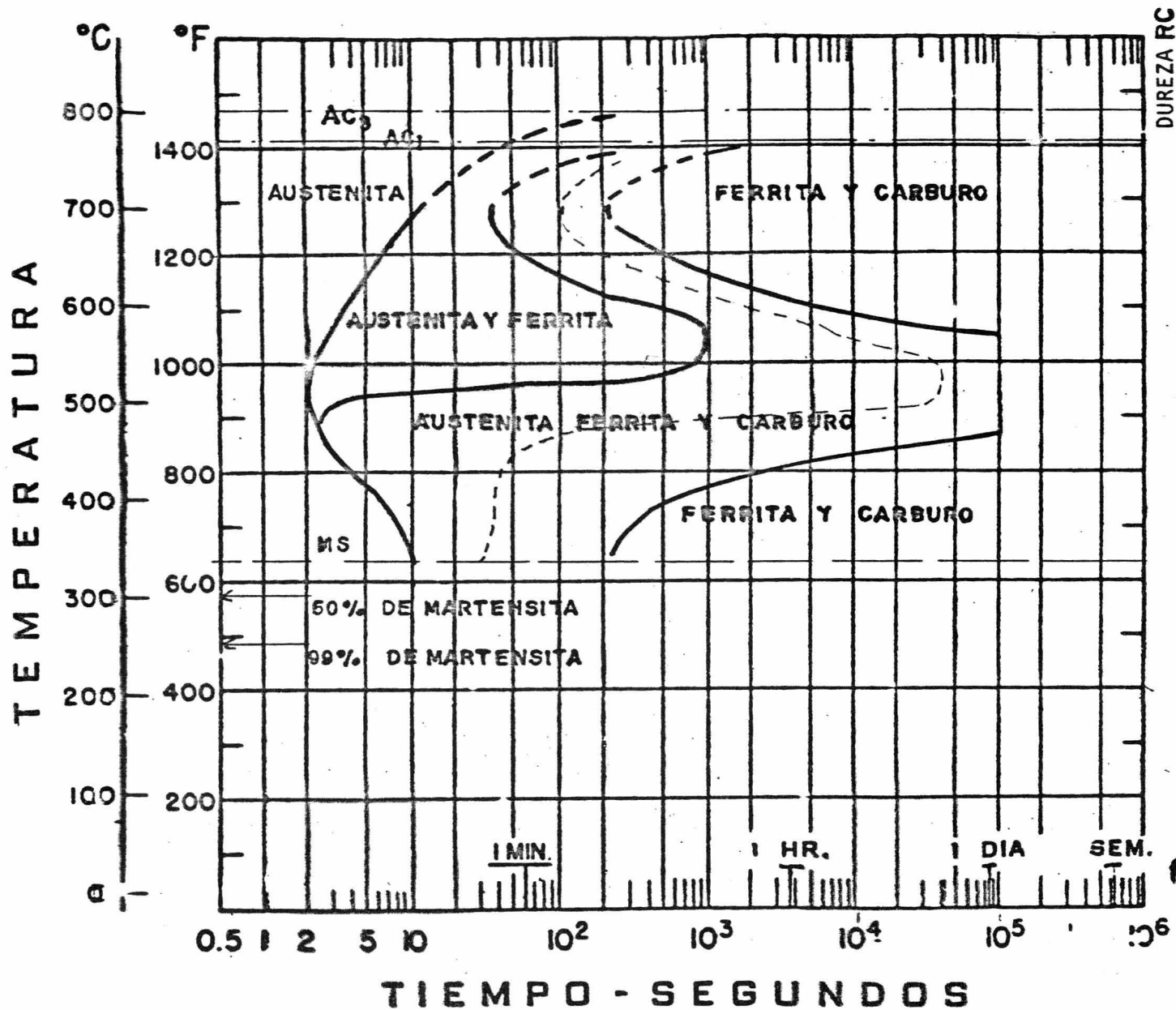
En algunos aceros aleados Hipoeutectoides se presenta también la anomalía de que la ferrita se forma también por encima y por debajo de la nariz de la perlita, llegando a presentar nariz propia. Este fenómeno se presenta en los aceros al cromo.

Aunque el Mn y el Ni ejercen en cierto modo un efecto parecido, se diferencian en que el comienzo de formación de martensita Ms se encuentra en los aceros al Ni a mas alta temperatura que en los aceros al Mn. Eso es una ventaja y por ello en gran parte hay menos peligro de agrietamiento y son tan solicitados los aceros al níquel.

El cromo tiene una gran tendencia a retrasar las transformaciones en la zona de 400 a 600 grados mucho mas que en otras zonas, - el molibdeno actúa en forma parecida pudiendose decir que en general todos los elementos formadores de carburos tienden a desplazar la situación de la curva hacia la derecha.

Por eso, en los aceros al cromo, molibdeno, suele existir una zona de estabilidad a los 500 grados.

En los aceros al cromo, las transformaciones en la zona superior se suelen producir bastante mas rápidamente que en los aceros con molibdeno.



AUSTENIZADO A 875 °C

G. F. 6-7

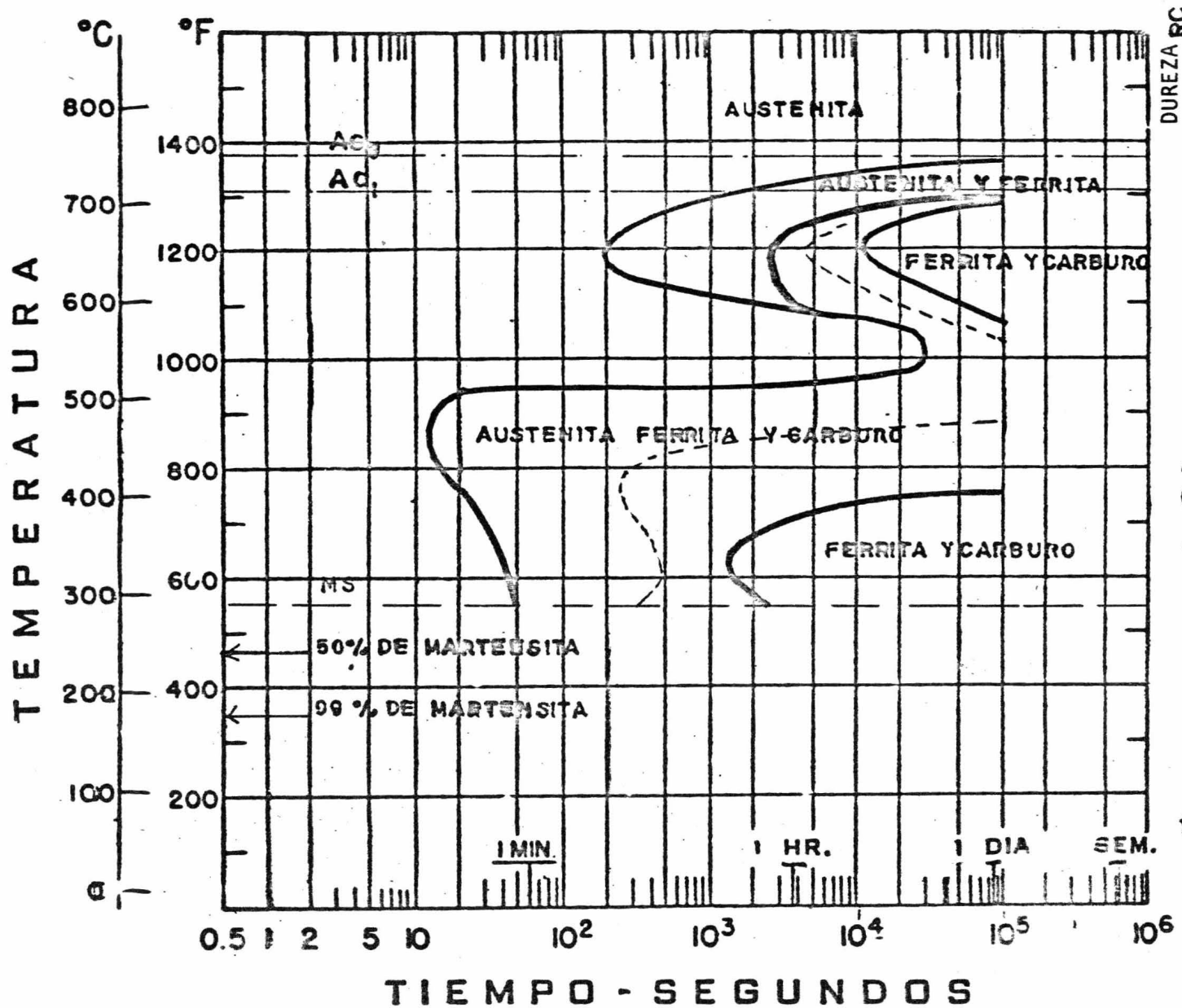
COMPOSICION.

C_ 0.33

Mn_ 0.45

Cr_ 1.97

figura 7



AUSTENIZADO A 850°C

G.F. 7-8

COMPOSICION

C_ 0.41

Mn_ 0.61

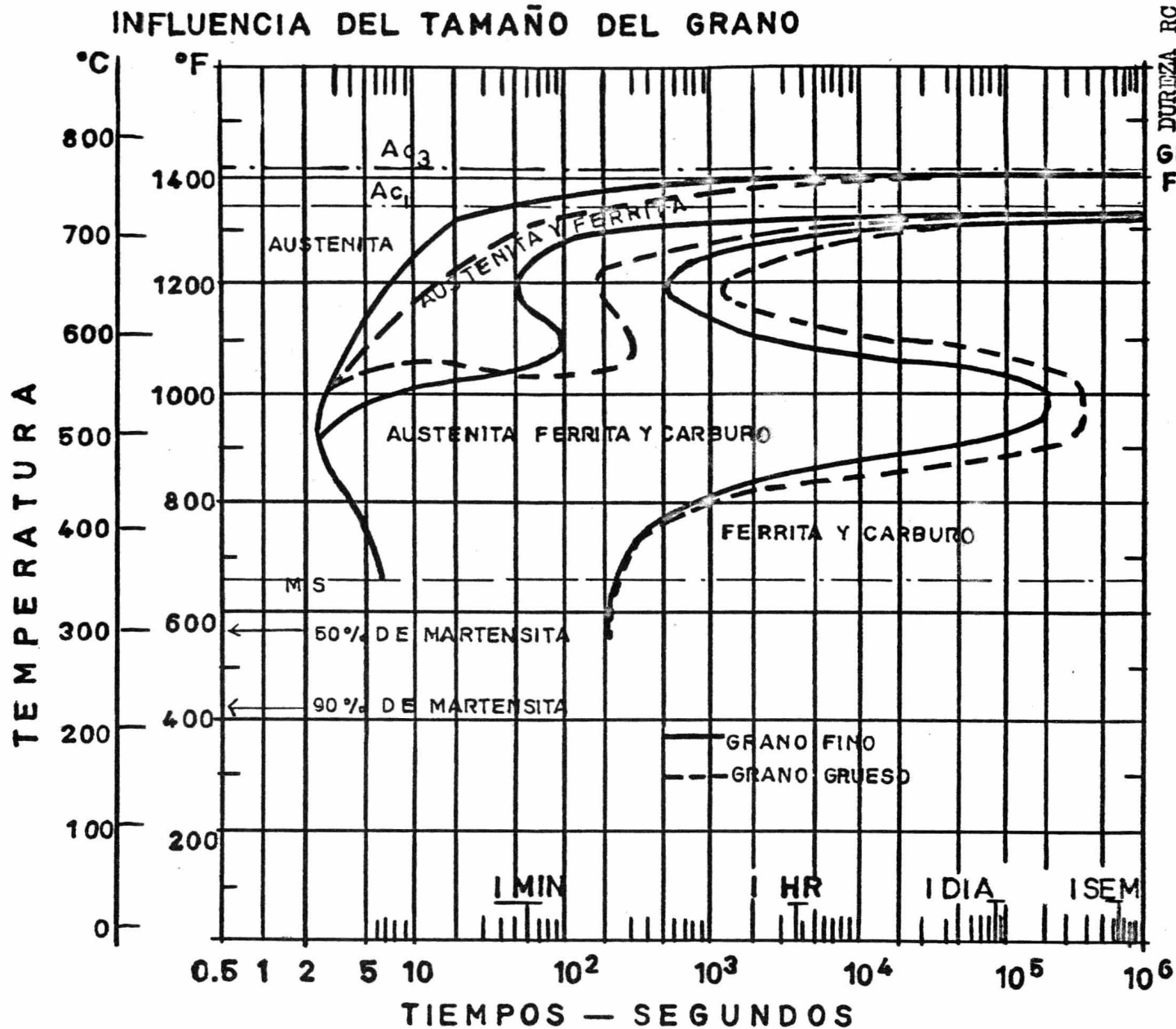
Cr_ 0.68

Ni_ 1.80

Mo_ 0.25

figura 8

INFLUENCIA DEL TAMAÑO DEL GRANO

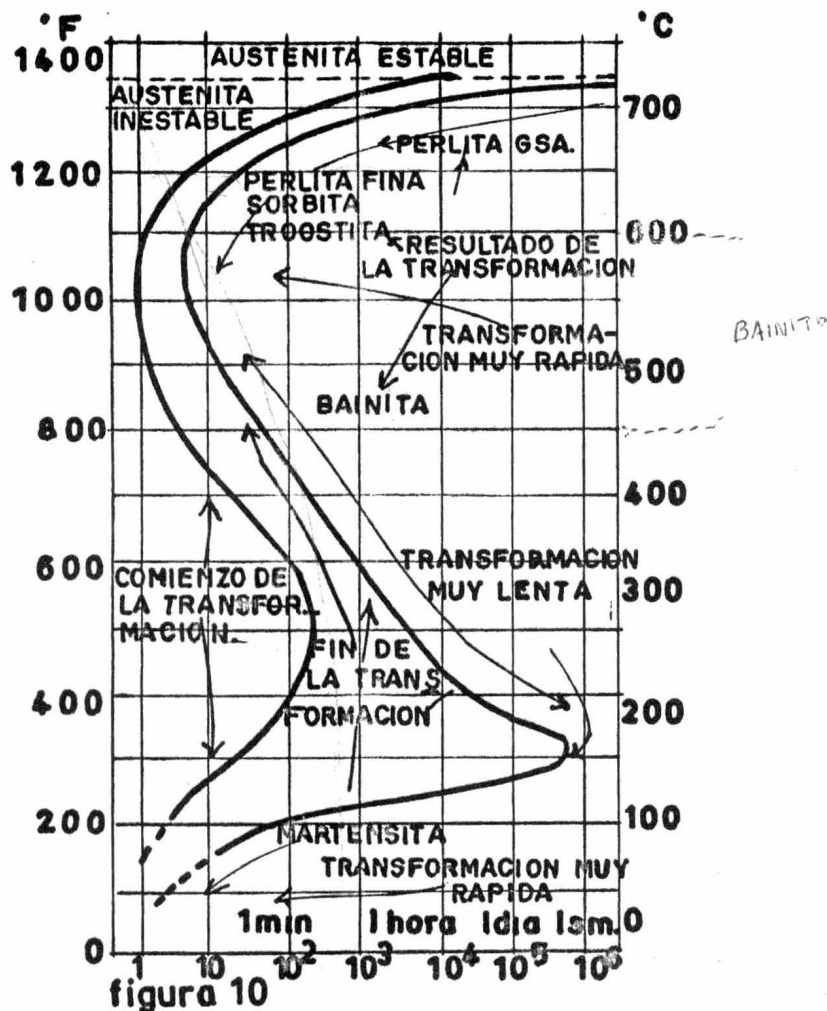


	GRANO FINO	GRANO GRUESO
	10	8
	20	26
	29	32
	29	29
	29	38
	37	37
	44	46
	50	50

AUSTENIZADO A:
 GRANO FINO 850°C
 GRANO GRUESO 1100°C
 C_ 0.37
 Mn_ 0.72
 Cr_ 1.05
 Mo_ 0.22
 figura 9

EFECTO DEL TAMAÑO DEL GRANO

El tamaño del grano ejerce también influencia en la situación de la curva de la "S". Al aumentar el tamaño de grano disminuye la velocidad crítica del temple y se retrasa también el comienzo y el fin de la transformación desplazándose la curva de la "S" hacia la derecha, como puede verse en la fig. 9.



CURVA DE LA S Y CONSTITUYENTES MICROSCÓPICOS RESULTANTES EN LA TRANSFORMACIÓN ISOTÉRMICA DE LA AUSTENITA.

D I A G R A M A S I S O T E R M I C O S

C A R A C T E R I S T I C O S D E L O S A C E R O S

E U T E C T O I D E S , H I P O E H I P E R E U T E C T O I D E S

ACERO EUTECTOIDE.

Estos aceros, en la práctica son de uso poco frecuente y se caracterizan por tener un solo punto crítico, en el que en el calentamiento se transforman brusca y totalmente en austenita los constituyentes que existen en los aceros a la temperatura ambiente, como la ferrita, carburos, sorbita, etc. En el enfriamiento muy lento ocurre lo contrario ya que la austenita se transforma en perlita a una temperatura determinada.

Cierta concentración llamada eutéctica, es la concentración que tiene la temperatura de solidificación inferior a la de todas las demás concentraciones.

Examinando la curva de la "S" de un acero al carbono de 0.90% de C, (fig.10), se ve que a temperaturas inferiores a Ae_1 (línea horizontal que limita en el diagrama de transformación isotérmica del acero eutéctico, la zona de estabilidad de la austenita), la austenita tiende a descomponerse en agregados de ferrita y cementita, como son la perlita, sorbita, troostita, etc. Cuando las temperaturas de transformación son próximas a Ae_1 , la formación de perlita es muy lenta, comienza al cabo de varios minutos después de introducida la probeta en el baño, y necesita cerca de un mes para que la transformación sea completa.

En cambio, en la zona de 525° a 575° la transformación es muy rápida, comienza antes de un segundo y es completa a los cuatro se

gundos aproximadamente; a 500° se inicia al cabo de un segundo y termina a los 12 segundos.

A temperaturas mas bajas, el comienzo y fin de la transformación se retarda y a 180° aunque el comienzo ocurre a los 2 ó 3 minutos, la transformación completa requiere varios días.

Por fin, por debajo de 125° el comienzo y fin de la transformación vuelve a ser rapidísimo.

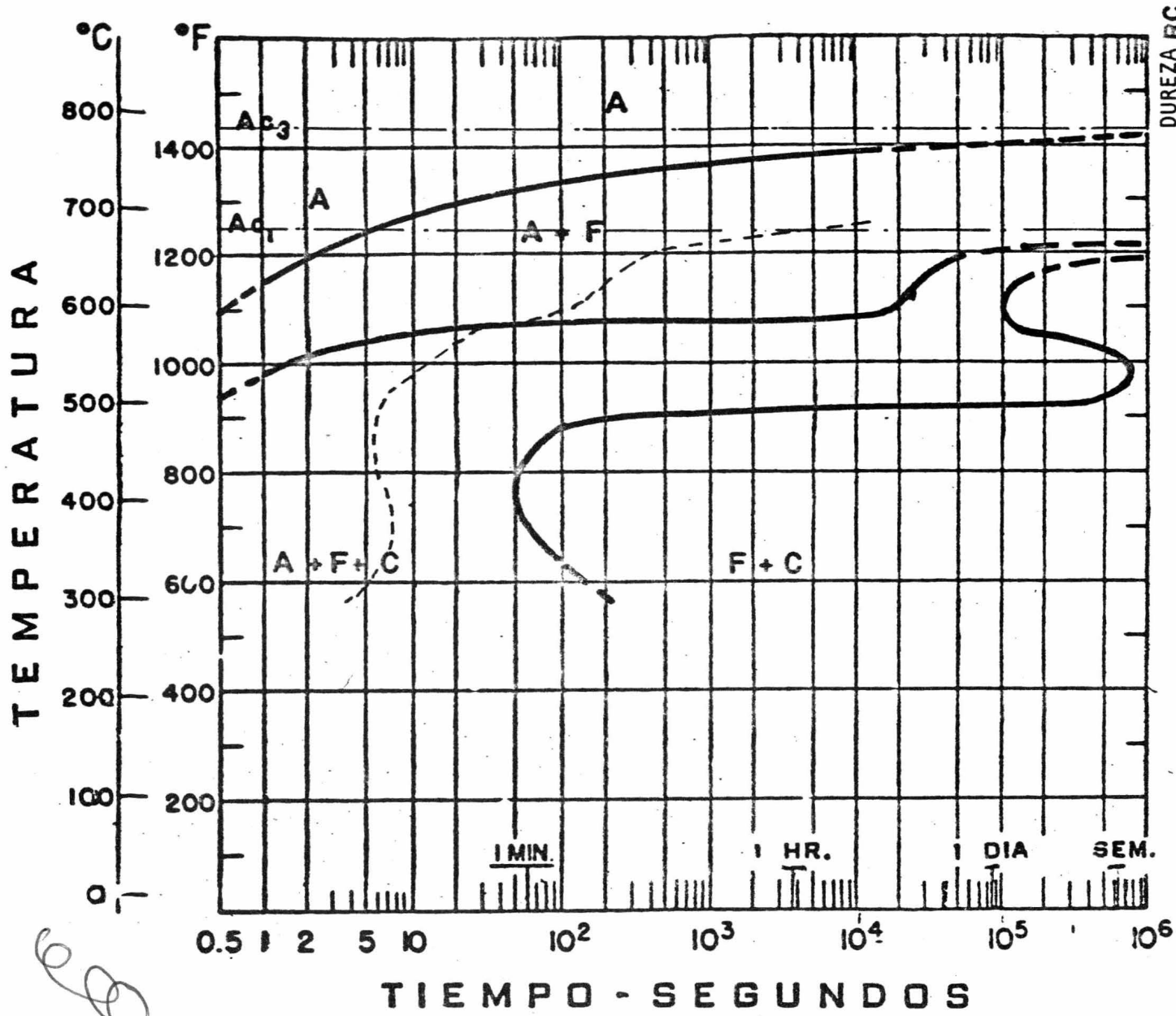
Hemos visto que hay dos zonas en las que las transformaciones son bastante lentas, una situada debajo del punto Ae_1 (720° - 700°), y otra entre 250 y 150 grados, existiendo también otras dos zonas de rápida transformación, una entre 600 y 500 grados y otra por debajo de 125° , las soluciones mas ricas que la eutectica, se llaman hipereutecticas y las mas pobres, hipoeutecticas.

ACEROS HIPO E HIPEREUTECTOIDES.

En los diagramas de transformación isotermica de estos aceros existen en la zona superior nuevas líneas de transformación, que no existían en el diagrama del acero eutectoide, situadas a la izquierda y encima de las ya conocidas, que señalan el comienzo de la transformación de la austenita en ferrita o cementita proeutectoide. (fig.11)

En el diagrama de la fig. 11, se ve que en los aceros hipoeutectoides a temperaturas comprendidas entre Ae_1 y Ae_3 , la austenita puede transformarse unicamente en ferrita señalando la línea superior del diagrama, el tiempo necesario para que a cada temperatura se inicie esa transformación.

En la fig. 12, se ve que en los aceros hipereutectoides a temperaturas superiores a Ae_1 se precipita cementita o carburos aleados, según sea la clase del acero.



AUSTENIZADO A 900°C

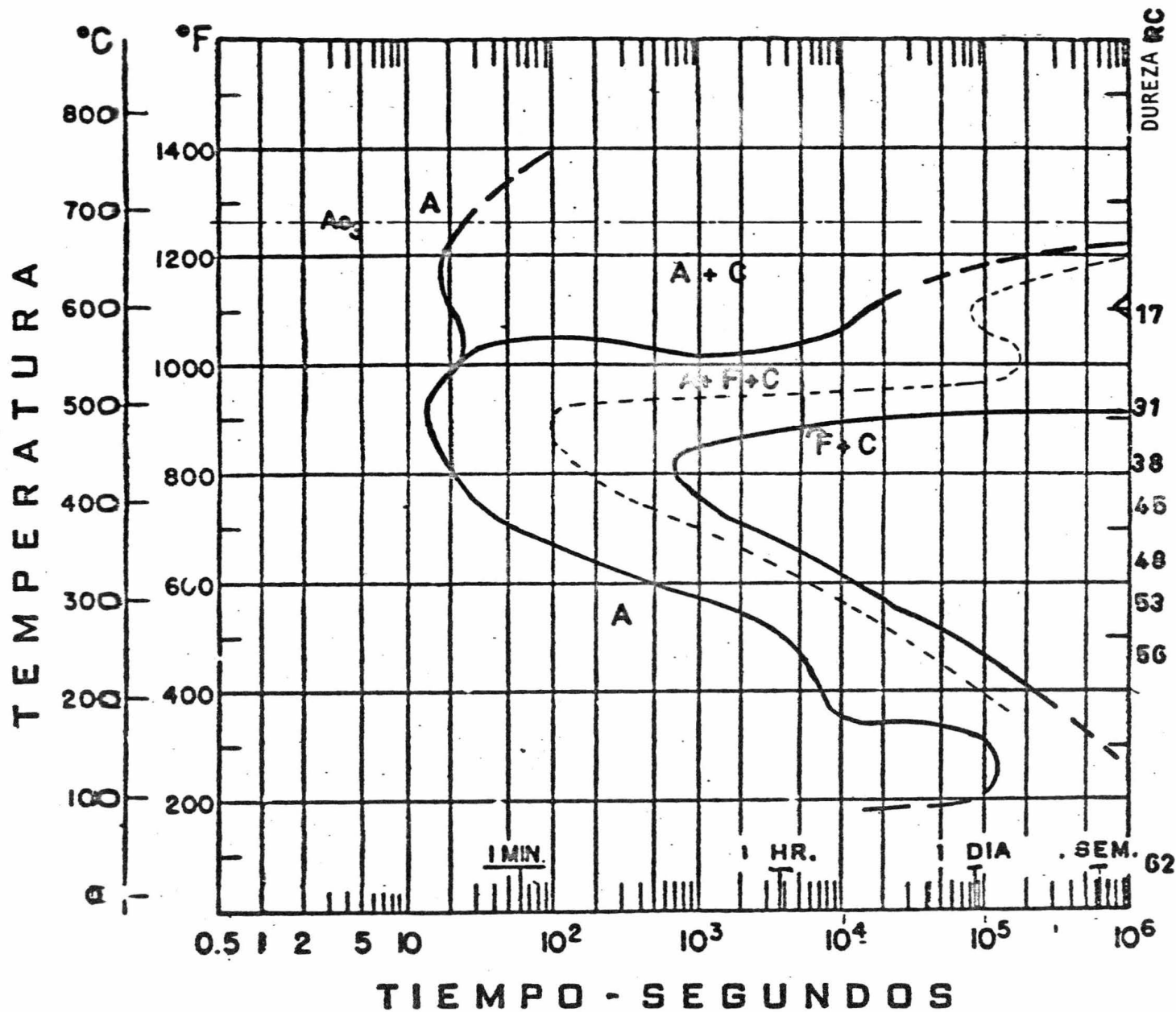
T.G.F. 8-9

C_ 0.16 %

NI_ 3.36 %

Mo_ 0.19 %

figura. 11



AUSTENIZADO A 980°C
T.G.F. 7

C_ 0.97%
Ni_ 3.35%
Mo_ 0.20%

figura. 12.

RELACION ENTRE LAS TRANSFORMACIONES DE LA AUSTENITA
EN LOS ENFRIAMIENTOS CONTINUOS
Y LAS TRANSFORMACIONES A TEMPERATURA CONSTANTE.

La información suministrada por las curvas de la "S", no es de aplicación inmediata en los temple, normalizados y recocidos de regeneración de los aceros, porque estos tratamientos son procesos de enfriamiento continuo y no procesos isotermicos como son los que se utilizan para la determinación de las curvas de la "S".

Las curvas de enfriamiento continuo, correspondientes al temple o normalizado, no pueden ser colocadas directamente sobre el diagrama de transformación isotermica porque esta se refiere a procesos de otra naturaleza, sin embargo, se ha comprobado que en los enfriamientos continuos, los fenómenos se presentan de forma bastante parecida a como ocurrirían si aplicáramos las curvas de enfriamiento de esos tratamientos sobre el diagrama de transformaciones isotermicas. La diferencia es pequeña y se ha observado que en el enfriamiento continuo de un acero, las transformaciones empiezan a temperaturas un poco mas bajas que las que resultarían al aplicar el diagrama de enfriamiento isotermico a las curvas de enfriamiento continuo.

Determinando todos los puntos de comienzo a fin de transformación en el enfriamiento continuo, se ve que el conjunto de todos ellos forman unas curvas muy semejantes a las estudiadas anteriormente, llamadas curvas de la "S" de enfriamiento continuo, que están desplazadas ligeramente hacia abajo y hacia la derecha, con respecto a las obtenidas isotermicamente.

Son tan similares en general ambas familias de curvas, que las clásicas, determinadas en procesos isotermicos sirven generalmente para

dar una idea muy aproximada de la naturaleza de las diversas transformaciones que ocurren en los enfriamientos continuos.

A P L I C A C I O N I N D U S T R I A L

D E L O S D I A G R A M A S I S O T E R M I C O S

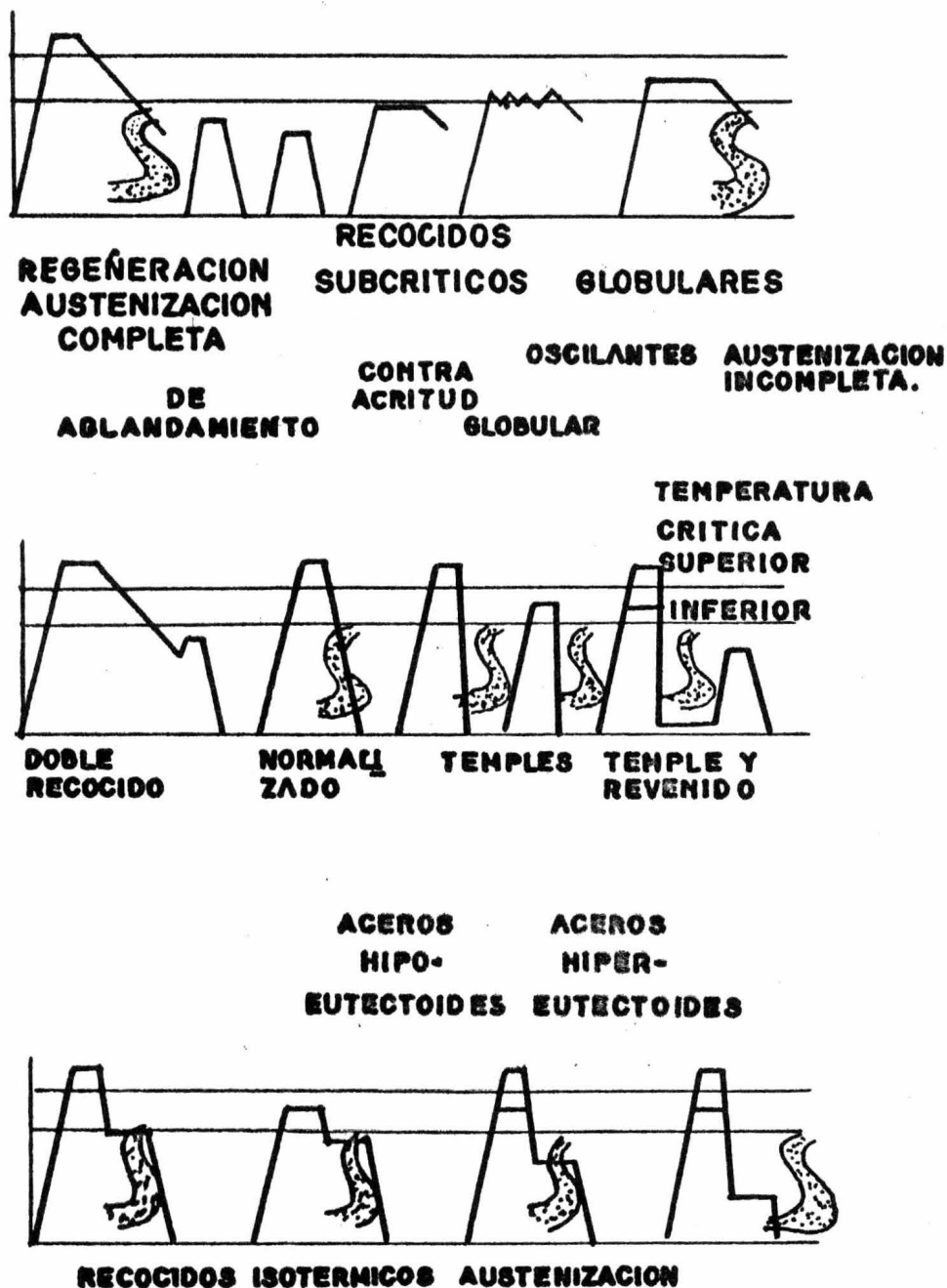
E N L O S T R A T A M I E N T O S T E R M I C O S .

Las curvas de la "S" de los aceros, ayudan a comprender e interpretar con bastante claridad las transformaciones que ocurren durante los tratamientos térmicos.

Al conocerse estos diagramas, se han aclarado bastante los fenómenos que ocurren en los tratamientos clásicos: recocido, normalizado y temple. Se comprende mejor la existencia de las tres zonas de transformación citadas; la superior, donde nacen todas las estructuras de tipo perlítico, y cuyo punto de transformación se denomina Ar' la intermedia, donde nacen estructuras de tipo bainítico y cuyo punto de transformación se señala con la denominación Ar'' y la inferior, - martensítica cuyo punto de transformación se llama Ar''' .

La transformación Ar' se verifica a elevadas temperaturas. Es fácil comprender porqué luego ese punto crítico, en los aceros normalizados se desplaza hacia temperaturas mas bajas. Cuando aumenta la velocidad de enfriamiento, aparece el punto Ar''' y en cambio disminuye la intensidad del punto Ar', que desaparece cuando la curva de enfriamiento no llega a tocar la curva de la "S" y entonces, solo se presenta el Ar''' .

figura. 13



AUSTENIZACION COMPLETA **AUSTENIZACION INCOMPLETA**
ACEROS HIPOEUTECTOIDES **ACEROS HIPEREUTECTOIDES**

REPRESENTACION ESQUEMATICA

DE DIVERSOS TRATAMIENTOS TERMICOS EMPLEANDO EL DIAGRAMA DE LA CURVA DE LA S

Para que el temple de un acero sea perfecto, se comprende la necesidad de que sea rápida la velocidad de enfriamiento hasta 450° - aproximadamente, para conseguir que la curva de enfriamiento no llegue a tocar la nariz de la "S" y no se transforme nada de austenita en los constituyentes blandos que aparecen a elevadas temperaturas y se conserve el estado austenítico hasta la zona de los 300° - 200° , donde se efectúa la transformación de la austenita en martensita.

La velocidad crítica de temple, será la correspondiente a la curva de enfriamiento, que es tangente a la curva de la "S" en la nariz que se forma hacia 450° .

Los tratamientos con enfriamientos en sales o metales fundidos a temperaturas comprendidas entre 500 y 100 grados, (fig.13)(austempering y martempering), son temples escalonados con los que se consigue gran dureza y estructuras bainíticas o martensíticas, con la ventaja de que al efectuarse la transformación casi a la vez en toda la masa, se disminuye el peligro de grietas y roturas.

También la curva de la "S" sirve para explicar el mecanismo de un tratamiento bastante utilizado en la industria : el temple interrumpido, primero en agua y luego en aceite.

Con este tratamiento, se evita la formación de perlita por ser la primera fase del enfriamiento muy rápido, y luego, cuando ocurre la transformación de la austenita en martensita, el enfriamiento es mas lento (ya que esta segunda fase del enfriamiento, se verifica en aceite), las tensiones que se crean son menores y se evitan las roturas y grietas de temple.

Cuando la curva representativa del enfriamiento del acero, - después de haber cortado ya a las dos curvas de la "S" (principio y fin), corta nuevamente a las curvas de la "S" en otro punto (fig. 13) no ocurre ninguna otras transformación. Esto es, que la curva de la "S" se refiere a transformaciones de la austenita, y en este caso, el acero en el momento del segundo corte a las curvas de la "S", ya no se -

encuentra en estado austenítico, porque al cortar precisamente la primera vez a la curva de la "S", fué cuando la austenita se transformó en otros constituyentes. Por tanto, en ese segundo corte no habrá ninguna transformaci3n.

a).- T E M P L E Y R E V E N I D O

TEMPLE .

El temple tiene por objeto, endurecer y aumentar la resistencia de los aceros. Para ello, se calienta en general el acero a una temperatura ligeramente mas elevada que la critica superior y se en - fría luego mas o menos rapidamente (según la composici3n y el tamaño de la pieza) en un medio conveniente, agua, aceite etc. En los aceros de herramientas en el calentamiento para el temple solo se llega a la austenizaci3n incompleta.

REVENIDO.

Es un tratamiento que se dá a las piezas de acero que han sido previamente templadas. Con este tratamiento, que consiste en un calentamiento a temperatura inferior a la critica A_{c1} , se disminuye la dureza y resistencia de los aceros templados, se eliminan las tensio - nes creadas en el temple y se mejora la tenacidad, quedando además el acero con la dureza o resistencia deseada.

En la fig. 14, se ilustra un tipo de templado y revenido de tratamiento térmico, las curvas de enfriamiento como están dibujadas a la izquierda de la nariz indica el total endurecimiento al efec -- tuarse el revenido. Una de las curvas representa el enfriamiento de una pieza de acero revenido, mientras que la otra curva representa el

enfriamiento al centro de la misma pieza; los lugares entre la superficie y el centro se enfriarán desde luego, en velocidades intermedias. En esta fig. 14, la austenita se transforma totalmente a martensita, como lo indican las rayas cruzadas en las curvas de enfriamiento, a medida que el acero se enfría por medio de la temperatura de la formación de martensita.

Un ciclo de templado como el que habitualmente sigue a la operación de revenido, es ilustrado en forma esquematizada solo para completar el cuadro; el diagrama isotermico no tiene que ver con la operación de templado a menos que, como a veces sucede, la transformación de austenita a martensita no sea completa. En este caso, la austenita retenida usualmente se transforma durante el templado del producto transformado indicado en el diagrama isotermico.

b).- M A R T E M P E R I N G

En la fig. 15, se ilustra la aplicación del diagrama isotermico. En este proceso de tratamiento térmico, el acero es templado en un baño a una temperatura en los alrededores de M_s y se le mantiene ahí hasta que el centro de la pieza alcanza temperatura del baño, después de lo cual se remueve y se seca al aire. Una vez mas, si debe operarse un endurecimiento completo, la austenita debe enfriarse con suficiente rapidez para evitar la transformación de la "nariz" del diagrama. Como muestra la temperatura M_s , el diagrama isotermico es útil en la selección de la temperatura de baño optima para el "martempering" y en estimar cuanto tiempo podrá estar el hierro en el baño sin que se forme bainita.



figura. 14

TEMPERATURA DE REVENIDO PARA AL CANZAR LA DUREZA DESEADA.

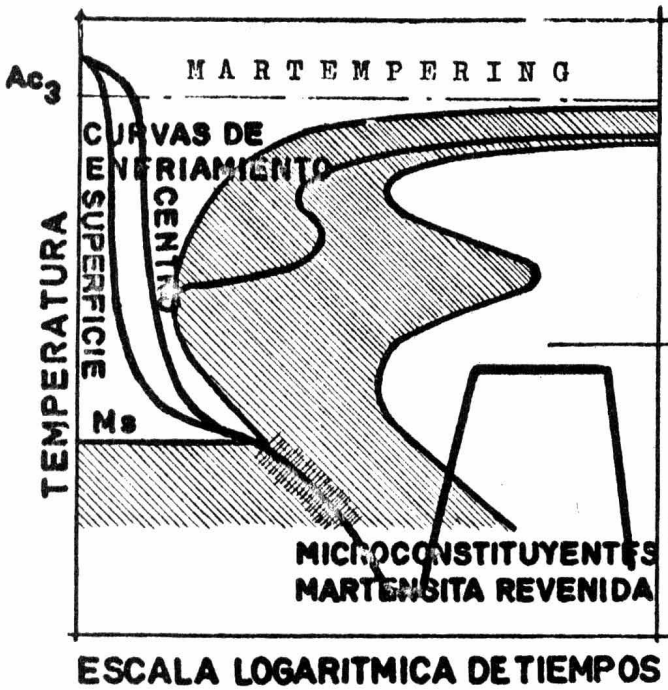


figura.15

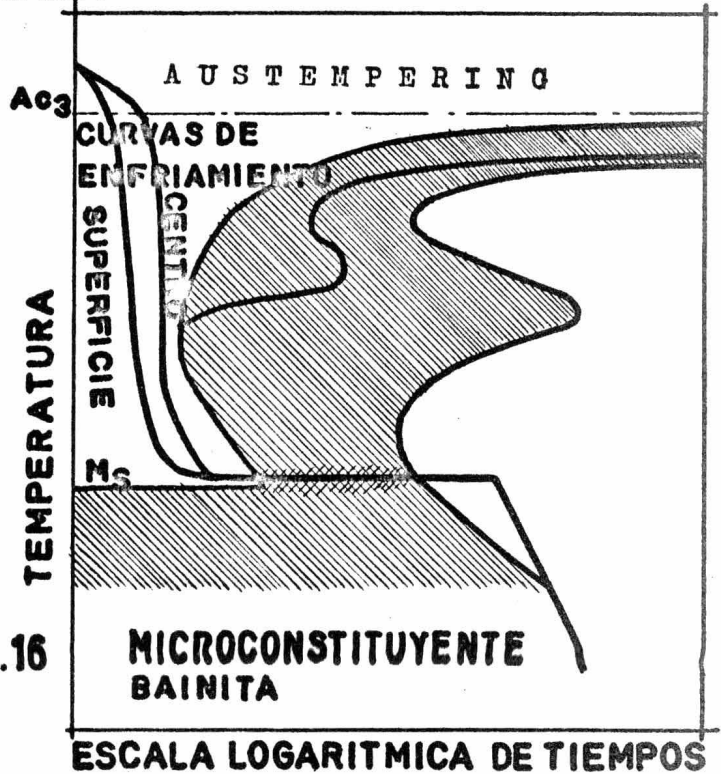


figura.16

c).- AUSTEMPERING

Austempering es el proceso de endurecimiento que se basa en la transformación de la austenita a bainita; de ahí que el diagrama isotermico o por lo menos su porción inferior, sea no tan solo útil sino indispensable. En un tratamiento ideal de austempering, la austenita es transformada isotermicamente, o casi, y como se muestra en la fig. 16, el diagrama muestra el tiempo que se requiere para que la austenita se transforme y de ahí la duración mínima del tratamiento de austempering. También, el diagrama es útil al planear tratamientos de "austempering", ya que muestra los límites de temperatura dentro de los cuales se forma la bainita y la dureza de la bainita como función de la temperatura.

d).- OTRAS APLICACIONES AL ENDURECIMIENTO.

Los tratamientos especiales de endurecimiento o variaciones menores en la práctica regular de endurecimiento, pueden basarse en las normas específicas de la transformación de la austenita para un acero determinado. Así, en el acero de alto carbón, existe la oportunidad de variaciones en el ciclo de endurecimiento, porque cuando la austenita se enfría por abajo de la "nariz" del diagrama isotermico, inevitablemente se transformará en martensita, o por lo menos, en bainita moderadamente dura.

Los aceros que contienen algunos elementos de aleación, o combinaciones de elementos de aleación, pueden tener un diagrama isotermico de tal naturaleza de tratamientos únicos de endurecimiento -

sean factibles; en tales diagramas, pueden haber tanto una "nariz" -- mas baja como una mas alta, separada por una región de transforma -- ción muy lenta.

e).- R E C O C I D O.

El proposito de los tratamientos en los ejemplos anteriores ha sido el de endurecer el acero, pero es igualmente importante saber como evitar el endurecimiento. En este caso, la curva del diagrama -- que representa la terminación de la transformación es la importante. Por ejemplo, en el recocido convencional en el que el acero inicialmente en estado austenitico se enfría lenta y continuamente, como se muestra en la fig.17, el diagrama isotermico junto con la curva de en -- friamiento indica los límites de la temperatura aproximada en que ocu -- rre la transformación y cuando el enfriamiento lento puede desconti -- nuarse sin riesgos. También es posible estimar por adelantado una ve -- locidad de enfriamiento que permitirá a la austenita transformarse -- completamente en unos límites de temperatura lo suficientemente altos para desarrollar la deseada microestructura suave sin el gasto innece -- sario de tiempo.

En muchos aceros aleables, hay un mínimo pronunciado en el extremo de la línea del diagrama isotermico a una temperatura relati -- vamente alta. Suponiendo como sucede a menudo, que la transformación del producto a esta temperatura es satisfactoria, se pueden aprove -- char las coordenadas de tiempo-temperatura de este mínimo para dise -- ñar un ciclo corto de recocido. Esto se logra , como se muestra en -- la fig.18, al enfriar el acero inicialmente en el estado austenitico tan rapidamente como sea conveniente a la temperatura del mismo en el

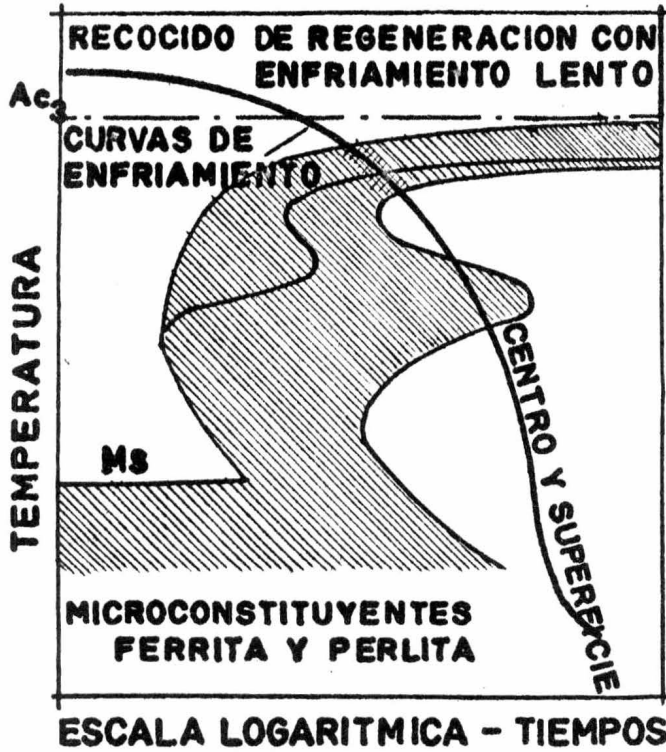


figura. 17

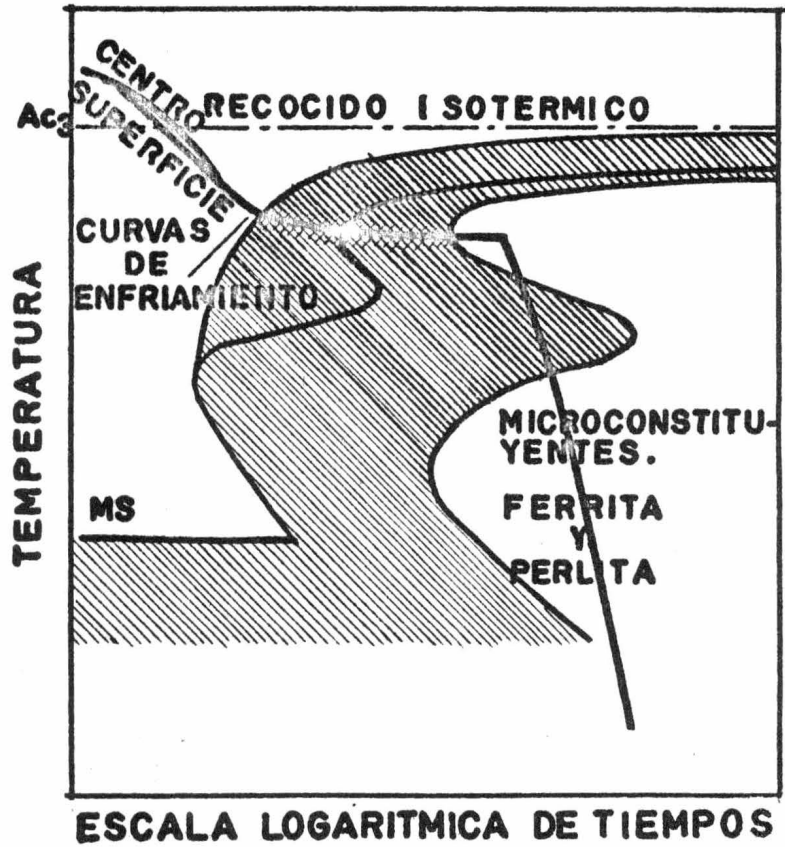


figura .18

DIAGRAMAS DE TRANSFORMACION ISOTERMICA

extremo de la línea y luego manteniéndolo aproximadamente en esta temperatura por el tiempo requerido para transformar la austenita completamente. Subsecuentemente, el acero puede enfriarse en cualquier forma conveniente.

Los recocidos mas recomendables que suelen emplearse son principalmente dos : el primero para aceros de herramientas que, como hemos señalado antes suelen ser casi siempre hipereutectoides, se suelen ablandar sometiendoles a recocidos de austenización incompleta y enfriamiento lento.

Los segundos son para los aceros empleados para la construcción de piezas de maquinaria, motores, etc., bien sean aceros al carbono o aleados, se suelen ablandar con recocidos subcríticos y con enfriamientos al aire.

En ocasiones, los aceros de este último grupo se suelen ablandar también con recocidos de austenización completa o de austenización incompleta. Los recocidos de austenización tienen el inconveniente de que exigen un enfriamiento muy lento que dura muchas horas. Como la dureza que se obtiene en los recocidos subcríticos es en ocasiones sensiblemente la misma que la que se obtiene en los recocidos de austenización y es aceptable para el buen mecanizado de las piezas, en la mayoría de los casos es ventajoso el recocido subcrítico por ser de menor duración y mas económico que los de austenización.

En los aceros de herramientas los recocidos de austenización incompleta a pesar de su larga duración compensan porque se obtienen durezas muy inferiores a las que corresponden a los recocidos subcríticos y además se obtiene también estructuras globulares que son las mejores para mecanizar esta clase de aceros.

Las mayores velocidades de corte se consiguen con los aceros de fácil maquinabilidad al azufre y al plomo.

SIMBOLOS USADOS EN LOS DIAGRAMAS ISOTERMICOS

A = AUSTENITA.

F = FERRITA.

C = CARBONO.

P = PERLITA.

B = BAINITA.

M = MARTENSITA.

G = GRAFITO.

M_s = COMIENZO DE LA FORMACION DE MARTENSITA.

M₅₀ = 50 % DE AUSTENITA TRANSFORMADA A MARTENSITA.

M₉₀ = 90 % DE AUSTENITA TRANSFORMADA A MARTENSITA

A_{c1} = PRINCIPIO DE LA FORMACION DE LA AUSTENITA.

A_{c3} = FINAL DE LA TRANSFORMACION DE LA AUSTENITA.

A_{cm} = TEMPERATURA DE EQUILIBRIO PARA LA TRANSFORMACION EN CARBONO.

T.G. = TAMAÑO DE GRANO.

G.F. = TAMAÑO DE GRANO FINO.

G.G. = TAMAÑO DE GRANO GRUESO.

R.C. = DUREZA ROCKWELL "C"

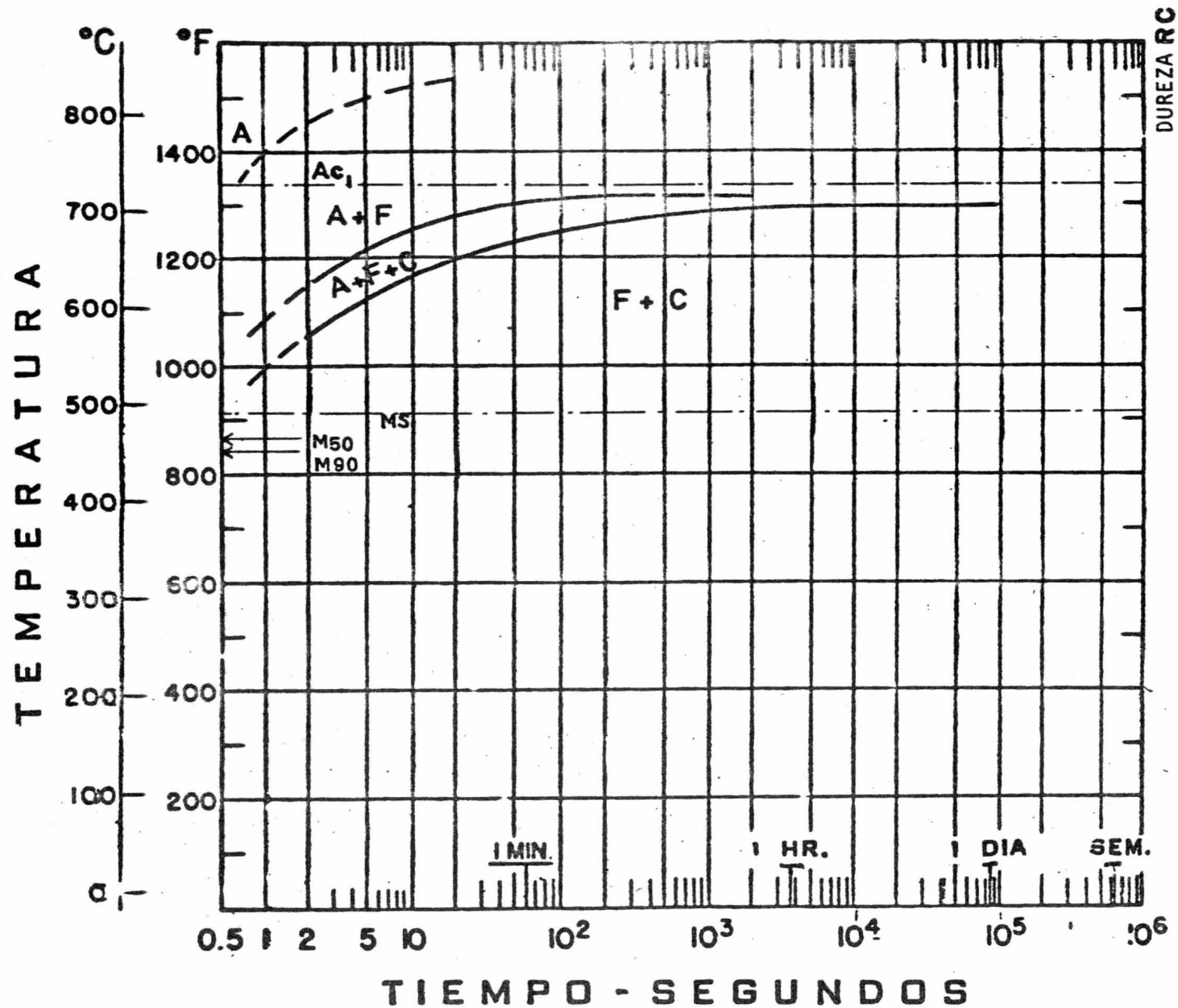
R.B. = DUREZA ROCKWELL "B"

T A B L A I

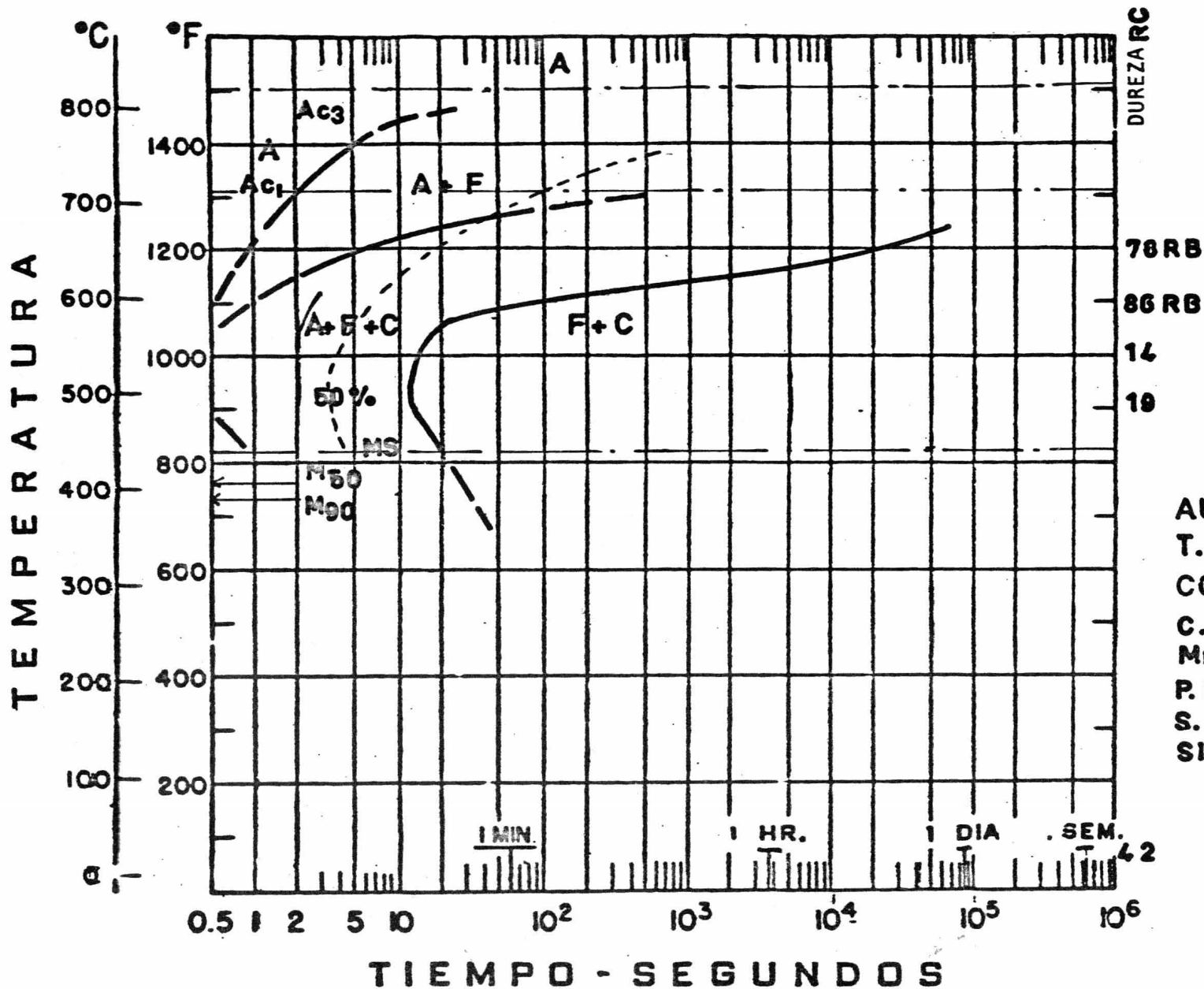
COMPOSICIONES QUIMICAS DE ACEROS AL CARBONO

LIMITES DE COMPOSICION QUIMICA PARA ANALISIS DE CUCHARA

Designación.	C %	Mn %	P máx.	S máx.	Si %
1008	0.10 máx.	0.25 - 0.50	0.040	0.050	0.10 máx.
1019	0.15 - 0.20	0.70 - 1.00	0.040	0.050	0.10 - 0.20
1021	0.18 - 0.23	0.60 - 0.90	0.040	0.050	0.10 - 0.20
1050	0.48 - 0.55	0.60 - 0.90	0.040	0.050	0.20 - 0.30
1060	0.55 - 0.65	0.60 - 0.90	0.040	0.050	0.20 - 0.30
1064	0.60 - 0.70	0.50 - 0.80	0.040	0.050	0.20 - 0.30
1080	0.75 - 0.88	0.60 - 0.90	0.040	0.050	0.20 - 0.30
1095	0.90 - 1.03	0.30 - 0.50	0.040	0.050	0.20 - 0.30

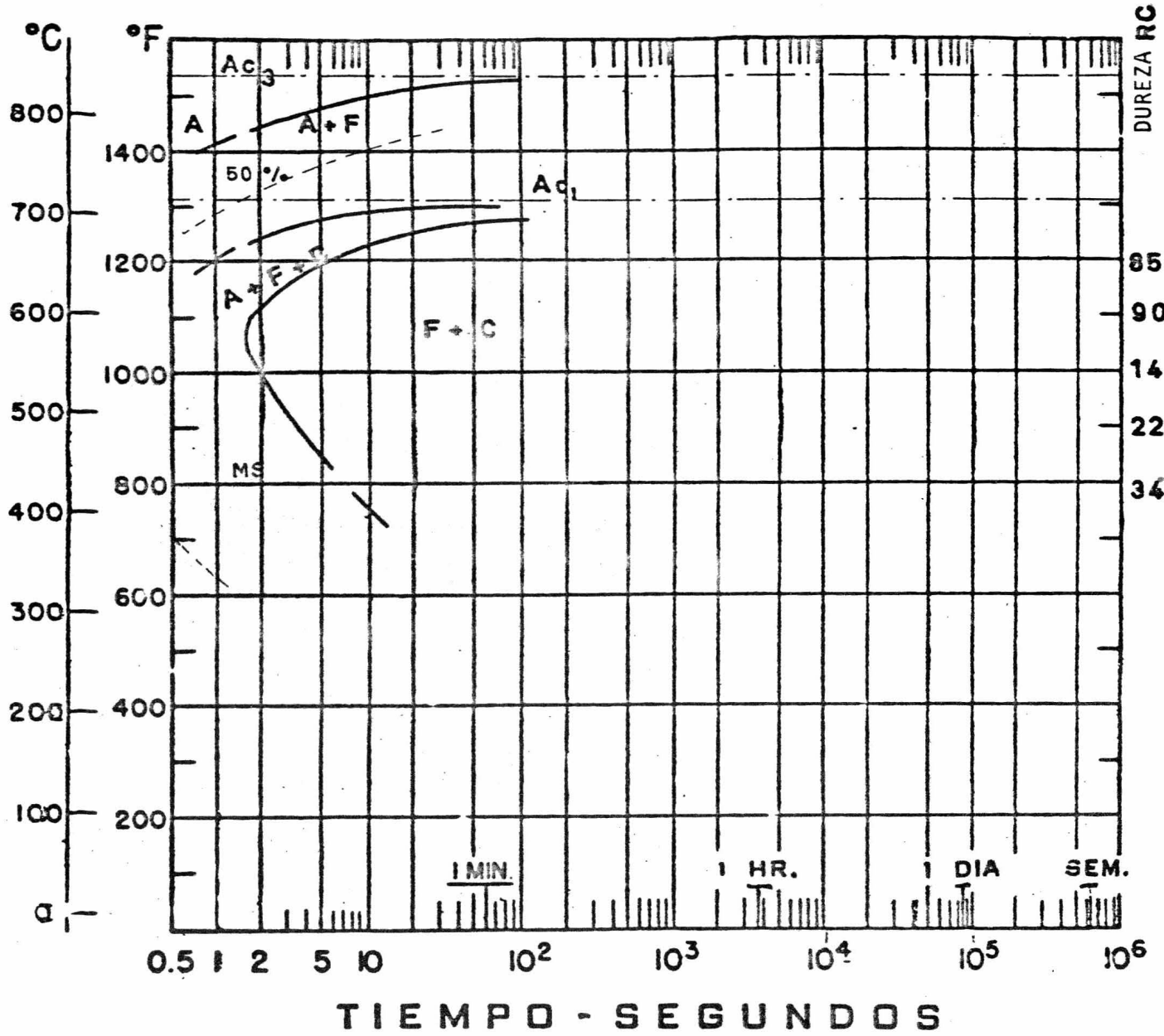


1008
 AUSTENIZADO A 915°C
 T.G. 7
 COMPOSICION
 C. 0.10 Max.
 Mn. 0.30 - 0.60
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.050
 Si. 0.10 max

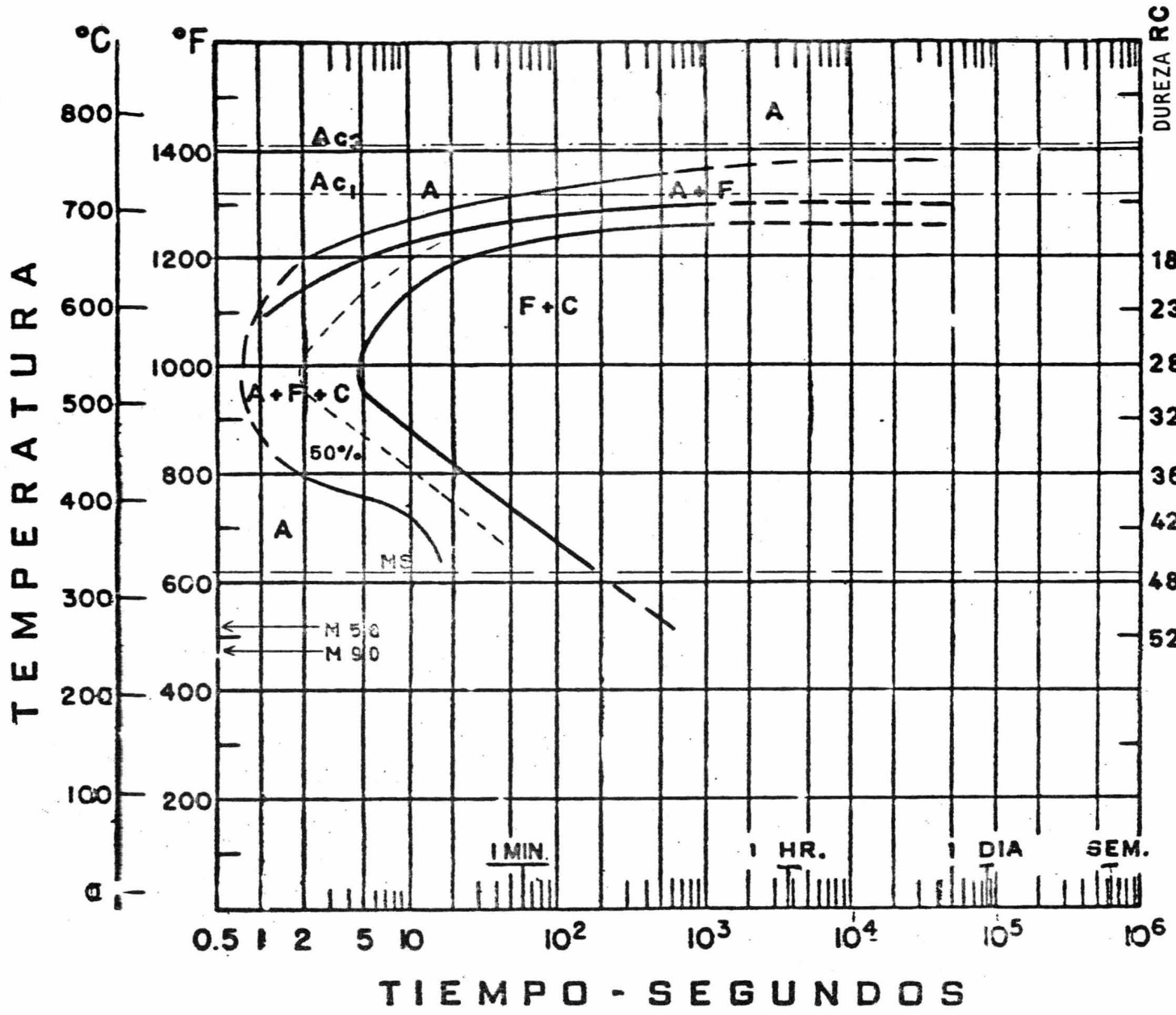


1019
 AUSTENIZADO A 1315°C
 T.G. 0-2.
 COMPOSICION
 C_ 0.15-0.20
 Mn_ 0.70-1.00
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.050
 Si_ 0.30-0.10

TEMPERATURA

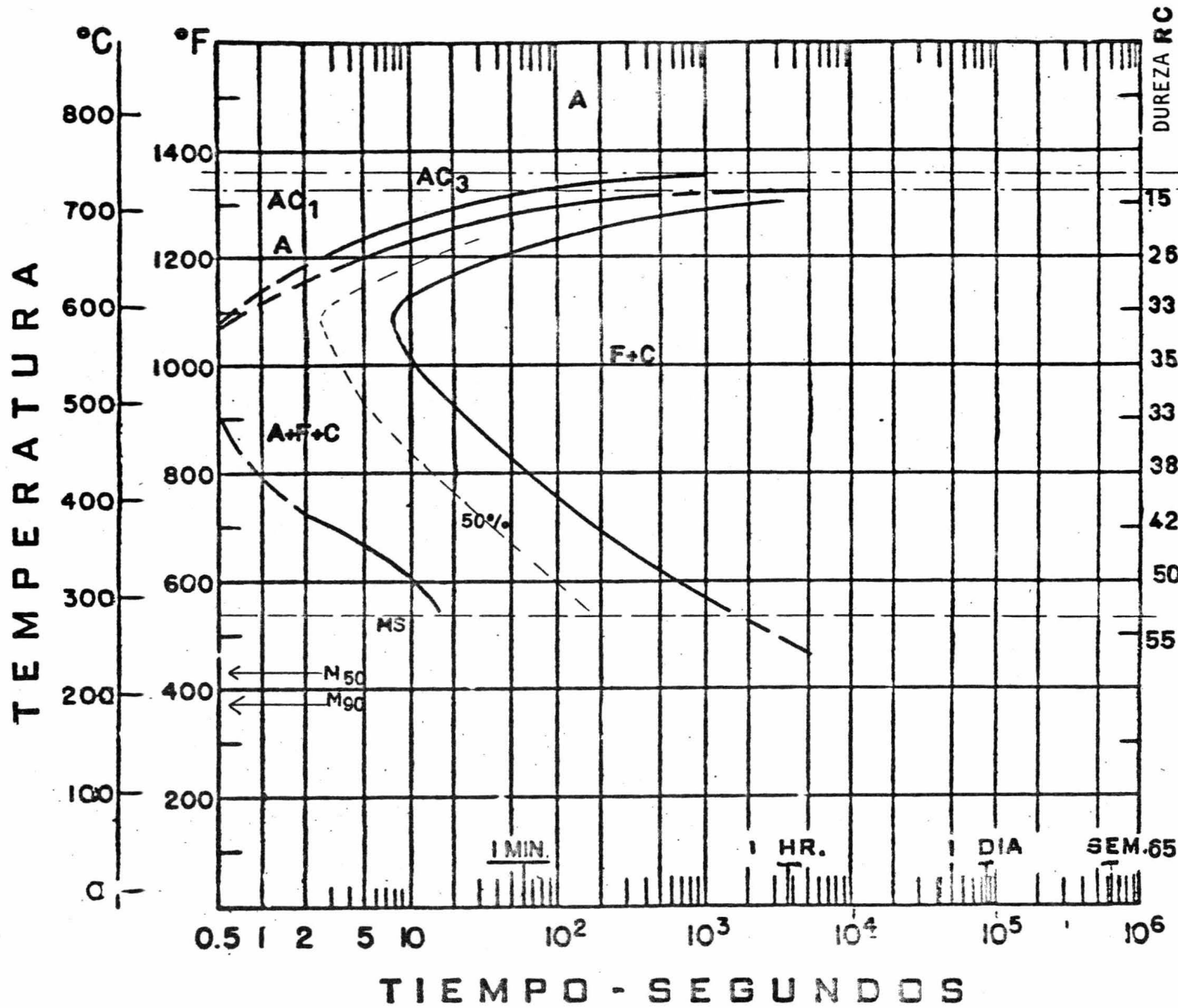


1021
AUSTENIZADO A 925°C
T.G. 8-9
COMPOSICION
C_ 0.18_0.23
Mn_ 0.60_0.90
P.Max. 0.040
S.Max. 0.050
Si_ 0.10_0.30

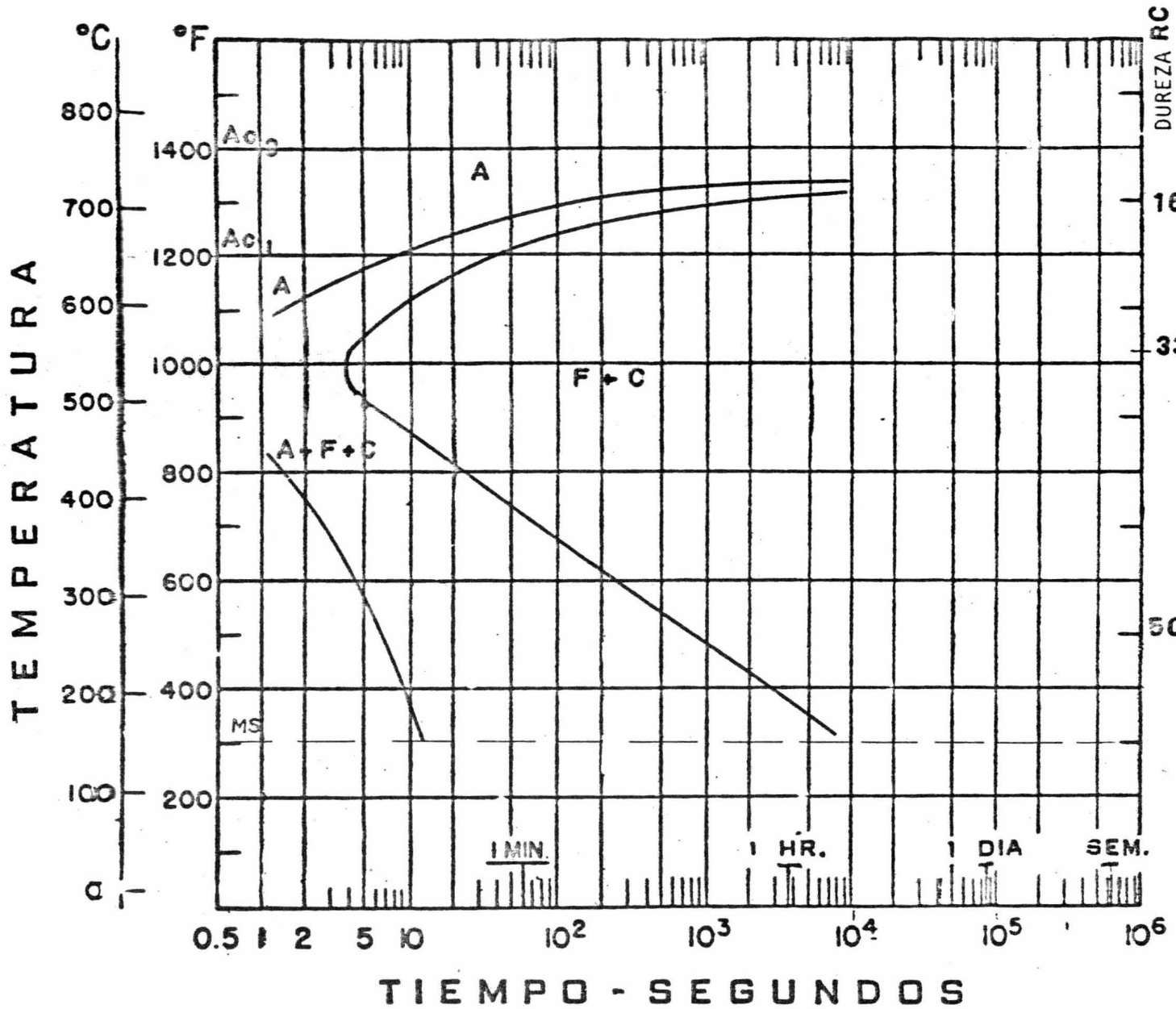


DUREZA RC

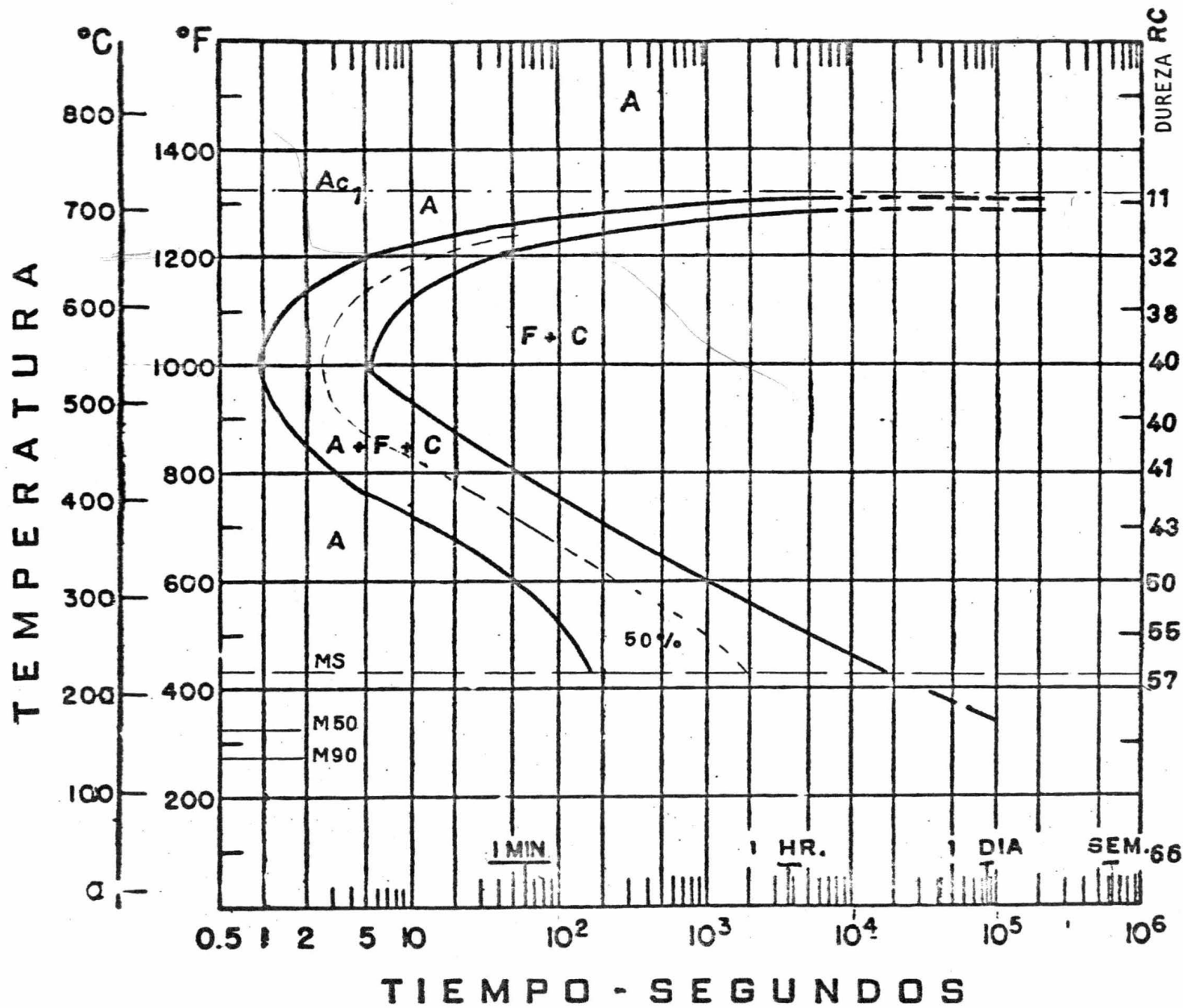
1050
 AUSTENIZADO A 910°C
 T.G. 7-8
 COMPOSICION
 C - 0.41-0.55
 Mn - 0.60-0.90
 P.Max. 0.040
 S.Max. 0.050
 Si - 0.10-0.30



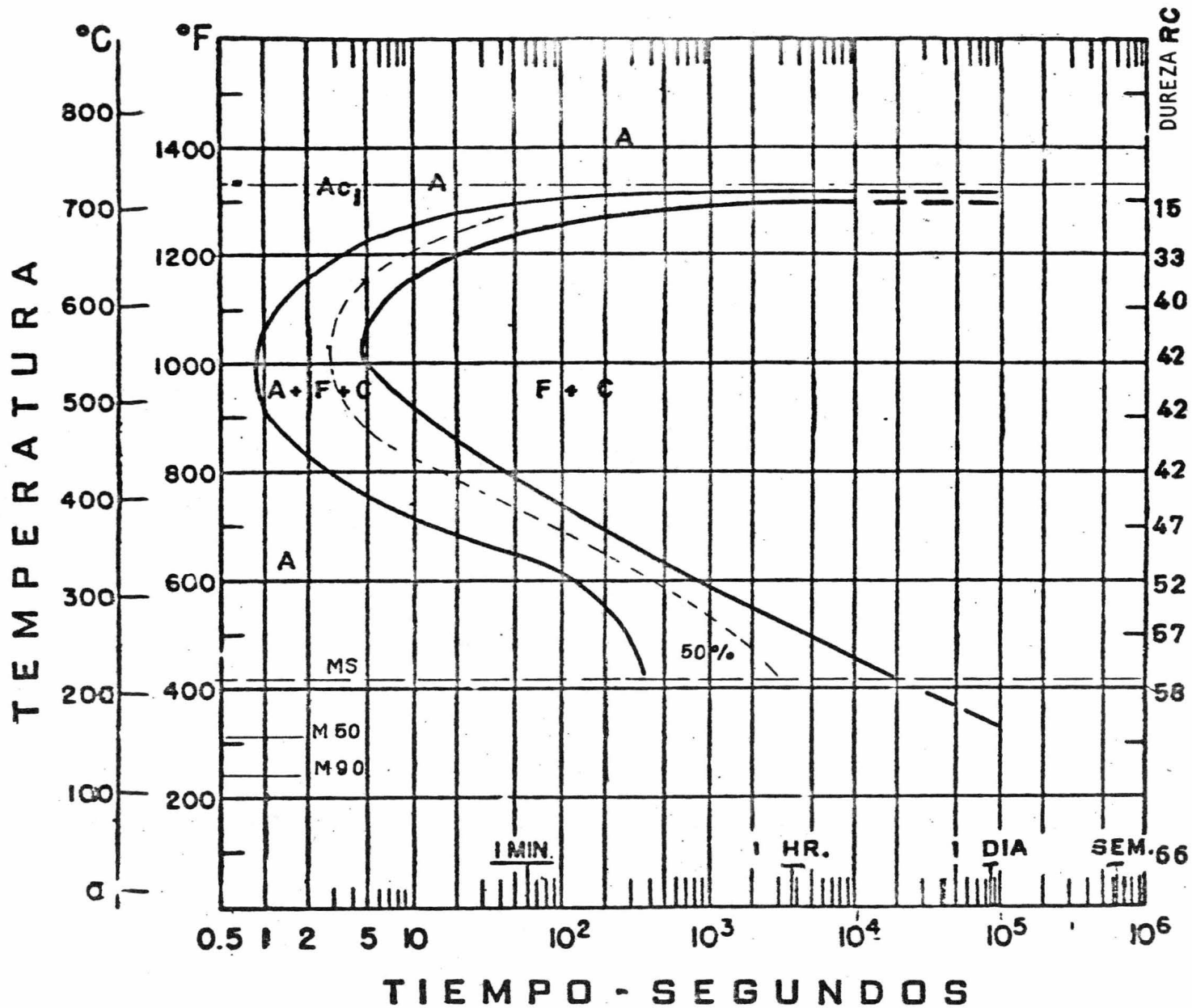
1060
 AUSTENIZADO A 815 °C
 T.G. 5-6
 COMPOSICION
 C - 0.55-0.65
 Mn - 0.60-0.90
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.050
 Si - 0.10-0.30



1064
 AUSTENIZADO A 850°C
 T.G. 7
 COMPOSICION
 C_ 0.60-0.70
 Mn_ 0.50-0.80
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.050
 Si_ 0.10-0.30



1080
 AUSTENIZADO A 900°C
 T.G. 6
 COMPOSICION
 C- 0.75-0.88
 Mn- 0.60-0.90
 P.Max. 0.040
 S.Max. 0.050
 Si- 0.10-0.30



1095
 AUSTENIZADO A 885°C
 T.G. 4-5
 COMPOSICION
 C - 0.90 - 1.03
 Mn - 0.30 - 0.50
 P.Max. 0.040
 S.Max. 0.050
 Si - 0.10 - 0.30

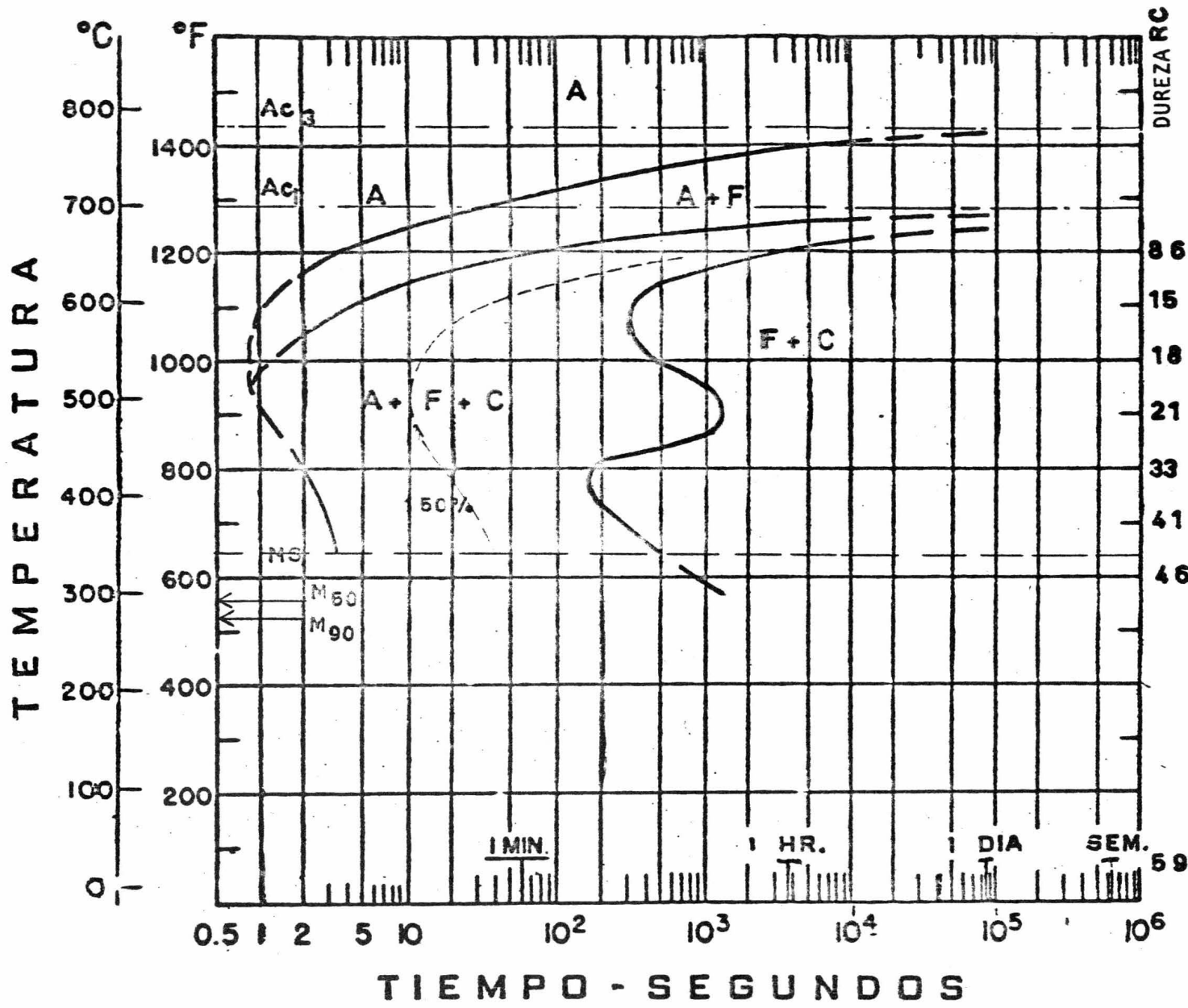
T A B L A II

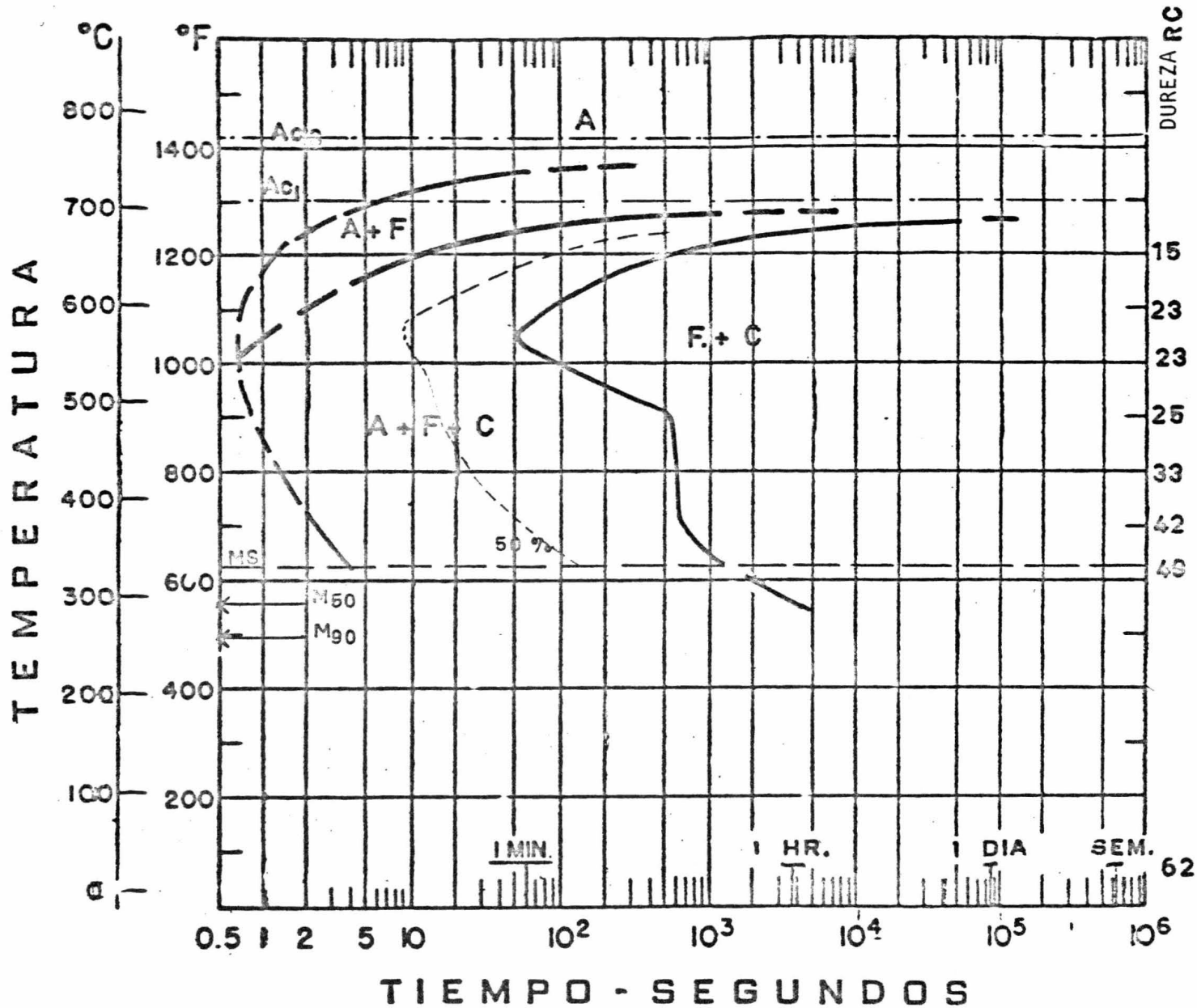
COMPOSICION DE ACEROS ALEADOS

Composiciones químicas en analisis de cuchara

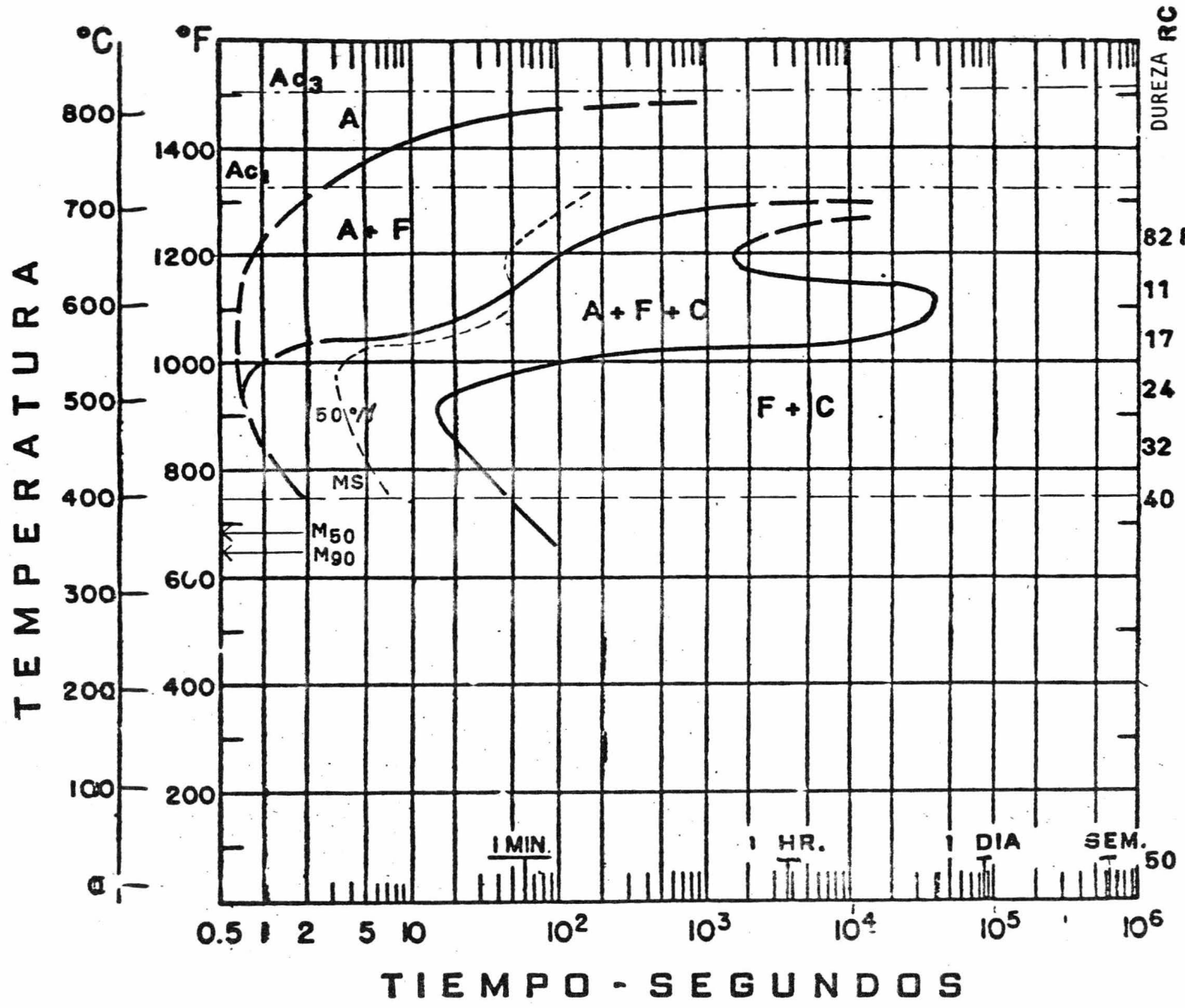
Designación.	C %	Mn %	P max %	S max %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %	V %
1235	0.22 - 0.28	1.60 - 1.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35				
1240	0.28 - 0.42	1.60 - 1.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35				
4027	0.25 - 0.30	0.70 - 0.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35			0.20 - 0.30	
4037	0.25 - 0.40	0.70 - 0.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35			0.20 - 0.30	
4047	0.45 - 0.50	0.70 - 0.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35			0.20 - 0.30	
4120	0.28 - 0.22	0.40 - 0.60	0.035	0.040	0.20 - 0.35		0.80 - 1.10	0.15 - 0.25	
4127	0.35 - 0.40	0.70 - 0.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35		0.80 - 1.10	0.15 - 0.25	
4140	0.38 - 0.42	0.75 - 1.00	0.035	0.040	0.20 - 0.35		0.80 - 1.10	0.15 - 0.25	
4220	0.17 - 0.22	0.45 - 0.65	0.035	0.040	0.20 - 0.35	1.65 - 2.00	0.40 - 0.60	0.20 - 0.30	
4240	0.28 - 0.42	0.60 - 0.80	0.035	0.040	0.20 - 0.35	1.65 - 2.00	0.70 - 0.90	0.20 - 0.30	
4615	0.12 - 0.18	0.45 - 0.65	0.035	0.040	0.20 - 0.35	1.65 - 2.00		0.20 - 0.30	

	C %	Mn %	P máx %	S máx %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %	V %
520	0.17 - 0.22	0.45 - 0.65	0.035	0.040	0.20 - 0.35	1.65 - 2.00		0.20 - 0.30	
720	0.17 - 0.22	0.50 - 0.70	0.035	0.040	0.20 - 0.35	0.90 - 1.20	0.35 - 0.55	0.15 - 0.25	
815	0.13 - 0.18	0.40 - 0.60	0.035	0.040	0.20 - 0.35	3.25 - 3.75		0.20 - 0.30	
132	0.30 - 0.35	0.60 - 0.80	0.035	0.040	0.20 - 0.35		0.75 - 1.00		
135	0.33 - 0.38	0.60 - 0.80	0.035	0.040	0.20 - 0.35		0.80 - 1.05		
140	0.38 - 0.43	0.70 - 0.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35		0.70 - 0.90		
160	0.56 - 0.64	0.75 - 1.00	0.035	0.040	0.20 - 0.35		0.70 - 0.90		
2100	0.98 - 1.10	0.25 - 0.45	0.025	0.025	0.20 - 0.35		1.30 - 1.60		
5150	0.48 - 0.53	0.70 - 0.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35		0.80 - 1.10		0.15
620	0.18 - 0.23	0.70 - 0.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35	0.40 - 0.70	0.40 - 0.60	0.15 - 0.25	
630	0.28 - 0.33	0.70 - 0.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35	0.40 - 0.70	0.40 - 0.60	0.15 - 0.25	
650	0.48 - 0.53	0.75 - 1.00	0.035	0.040	0.20 - 0.35	0.40 - 0.70	0.40 - 0.60	0.15 - 0.25	
660	0.56 - 0.64	0.75 - 1.00	0.035	0.040	0.20 - 0.35	0.40 - 0.70	0.40 - 0.60	0.15 - 0.25	
720	0.18 - 0.23	0.70 - 0.90	0.035	0.040	0.20 - 0.35	0.40 - 0.70	0.40 - 0.60	0.20 - 0.30	
9254	0.51 - 0.54	0.50 - 0.80	0.035	0.040	1.20 - 1.60		0.50 - 0.80		
9255	0.51 - 0.59	0.70 - 0.95	0.035	0.040	1.80 - 2.20				
9260	0.56 - 0.64	0.75 - 1.00	0.035	0.040	1.80 - 2.20				
9310	0.08 - 0.13	0.45 - 0.65	0.025	0.025	0.20 - 0.35	3.00 - 3.50	1.00 - 1.40	0.08 - 0.15	

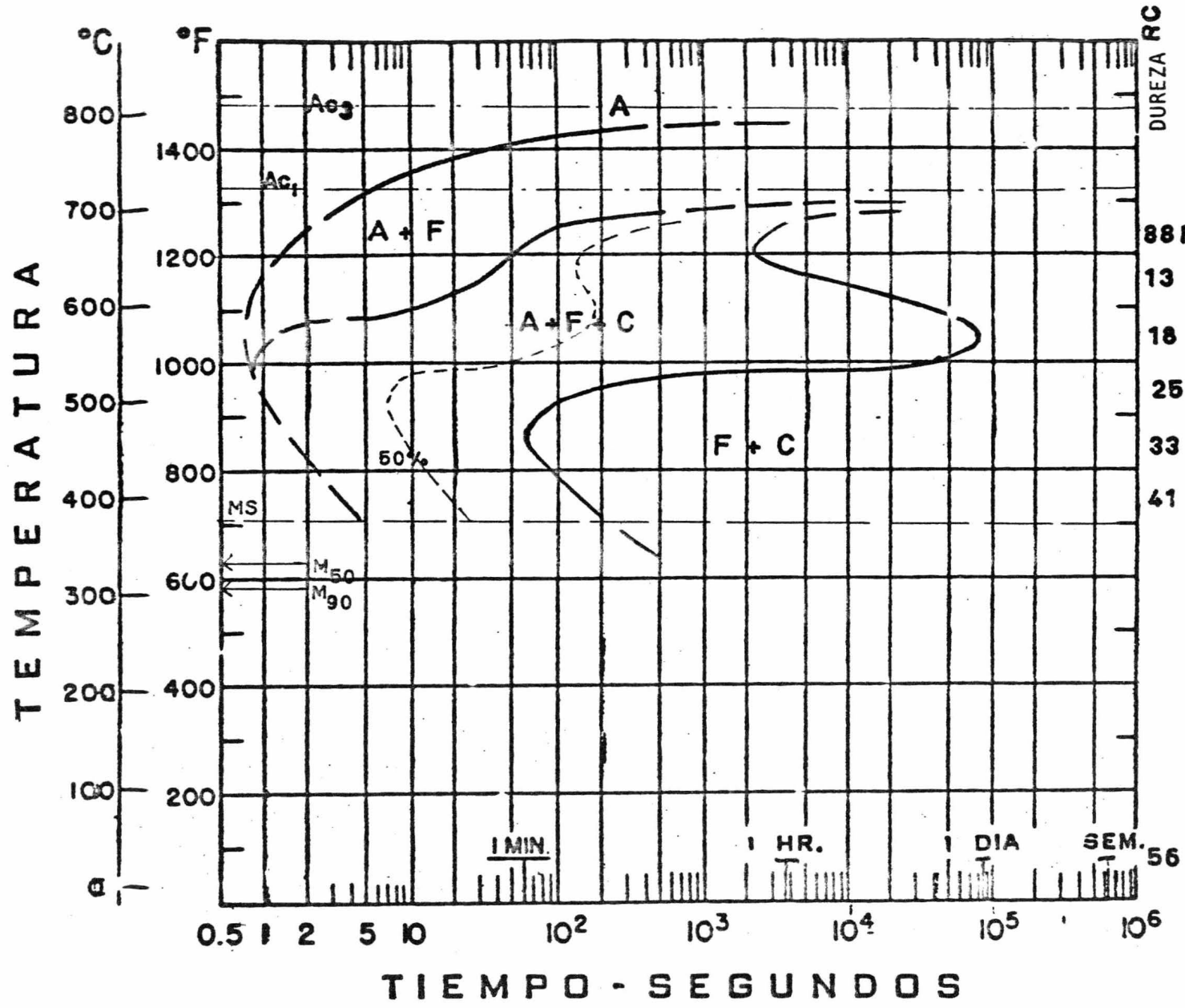




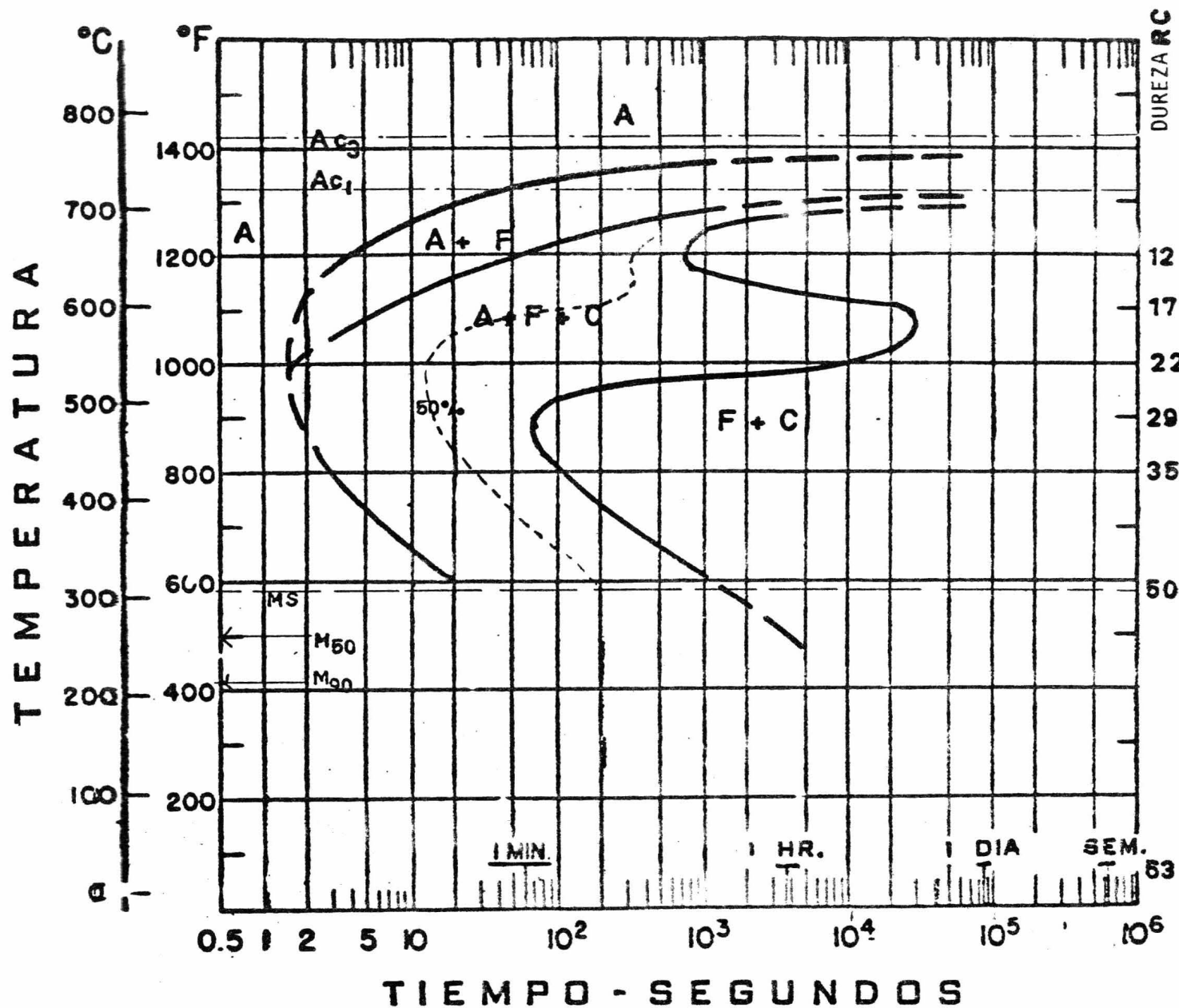
1340
 AUSTENIZADO A 885°C
 T.G. 8-9
 COMPOSICION
 C - 0.38 - 0.43
 Mn. - 1.60 - 1.90
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si - 0.20 - 0.35



4027
 AUSTENIZADO A 860°C
 T.G. 7
 COMPOSICION
 C - 0.25-0.30
 Mn - 0.70-0.90
 P.Max. 0.035
 S.Max. 0.040
 Si - 0.20-0.35
 Mo - 0.20-0.30



4037
AUSTENIZADO A 860°C
T.G. 7
COMPOSICION
 C - 0.35-0.40
 Mn - 0.70-0.90
 P.Max. 0.035
 S.Max. 0.040
 Si - 0.20-0.35
 Mo - 0.20-0.30



4047

AUSTENIZADO A 815°C

T.G. 6-7

COMPOSICION

C - 0.45-0.50

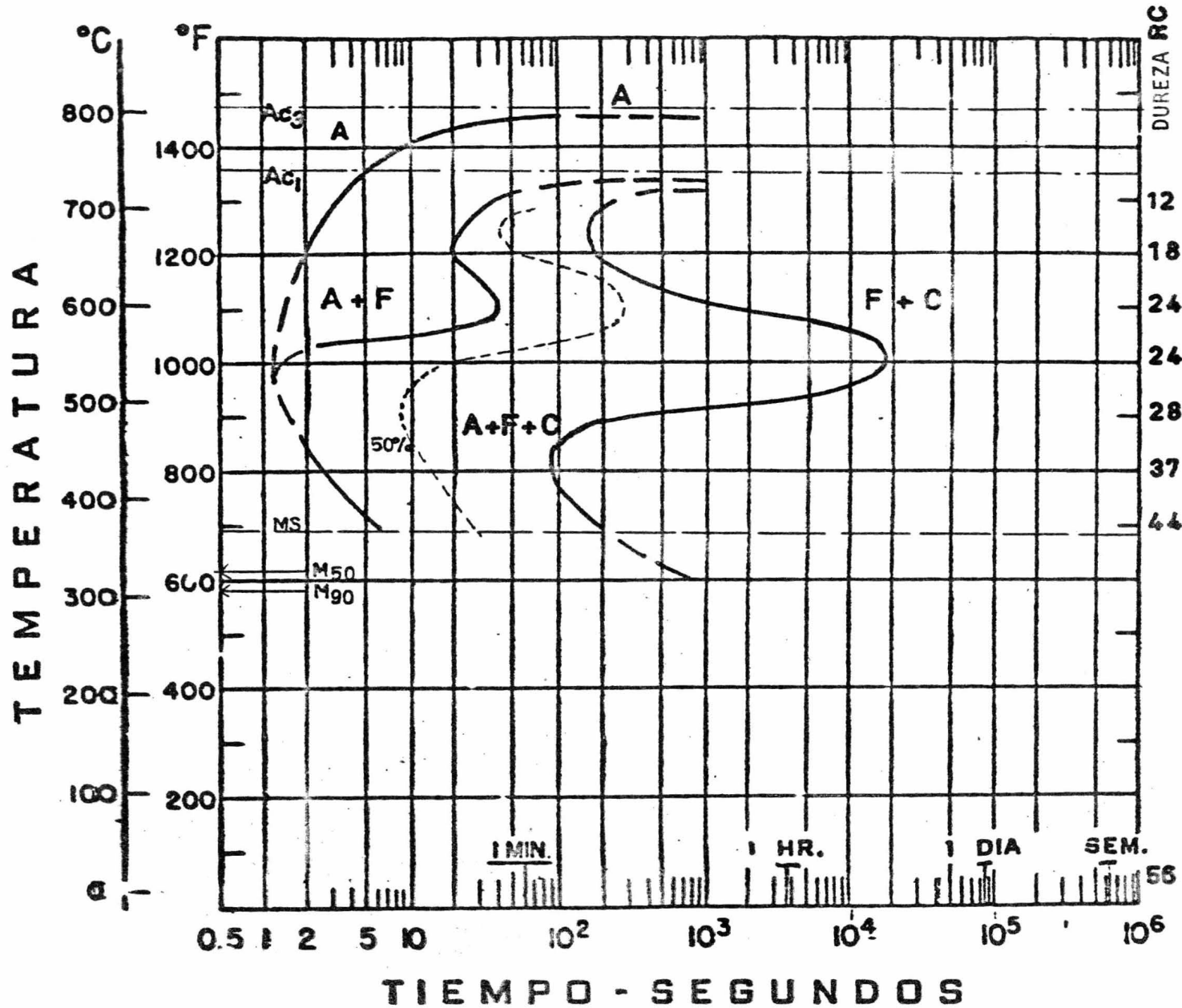
Mn - 0.70-0.90

P. Max. 0.035

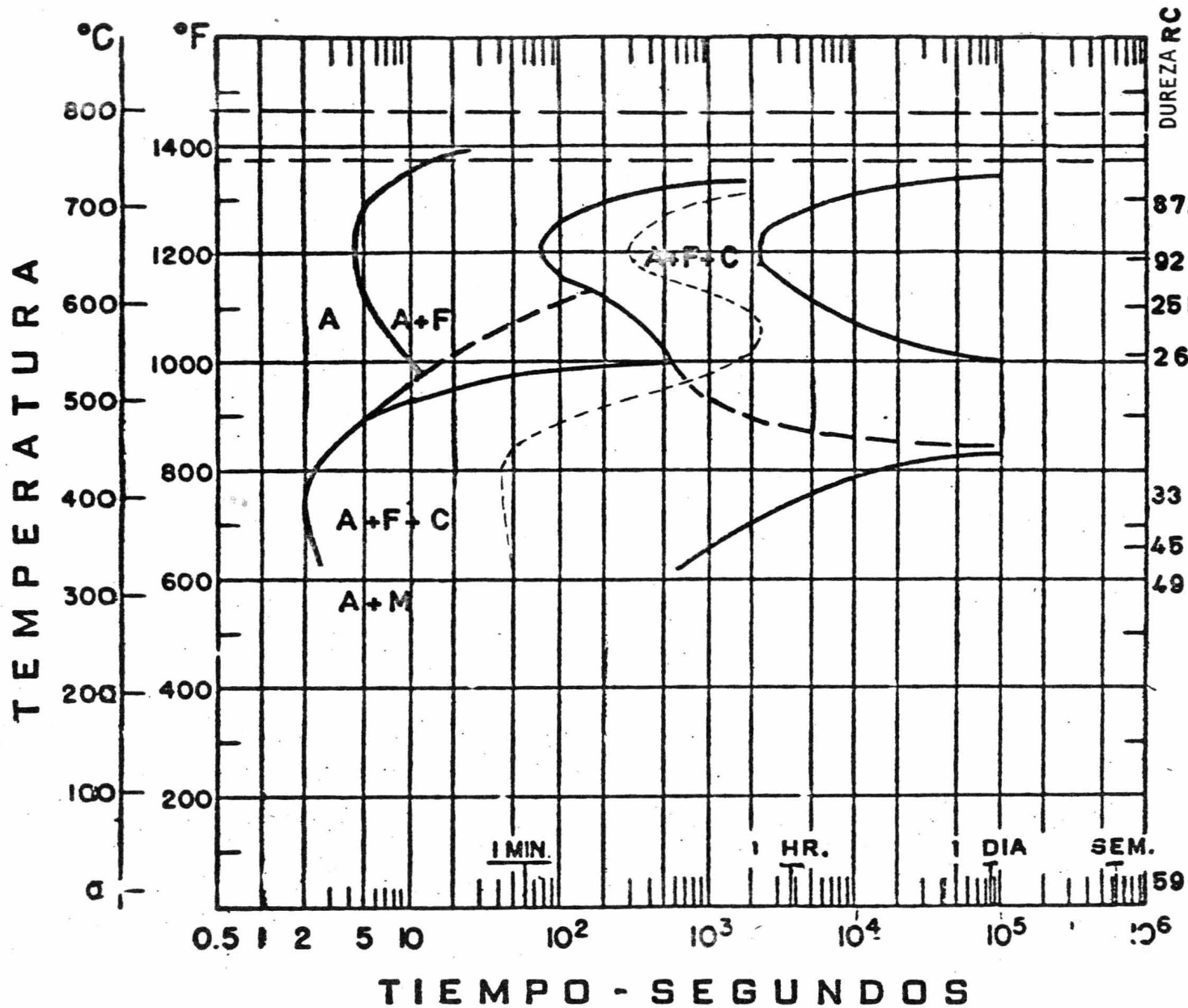
S. Max. 0.040

Si - 0.20-0.35

Mo - 0.20-0.30

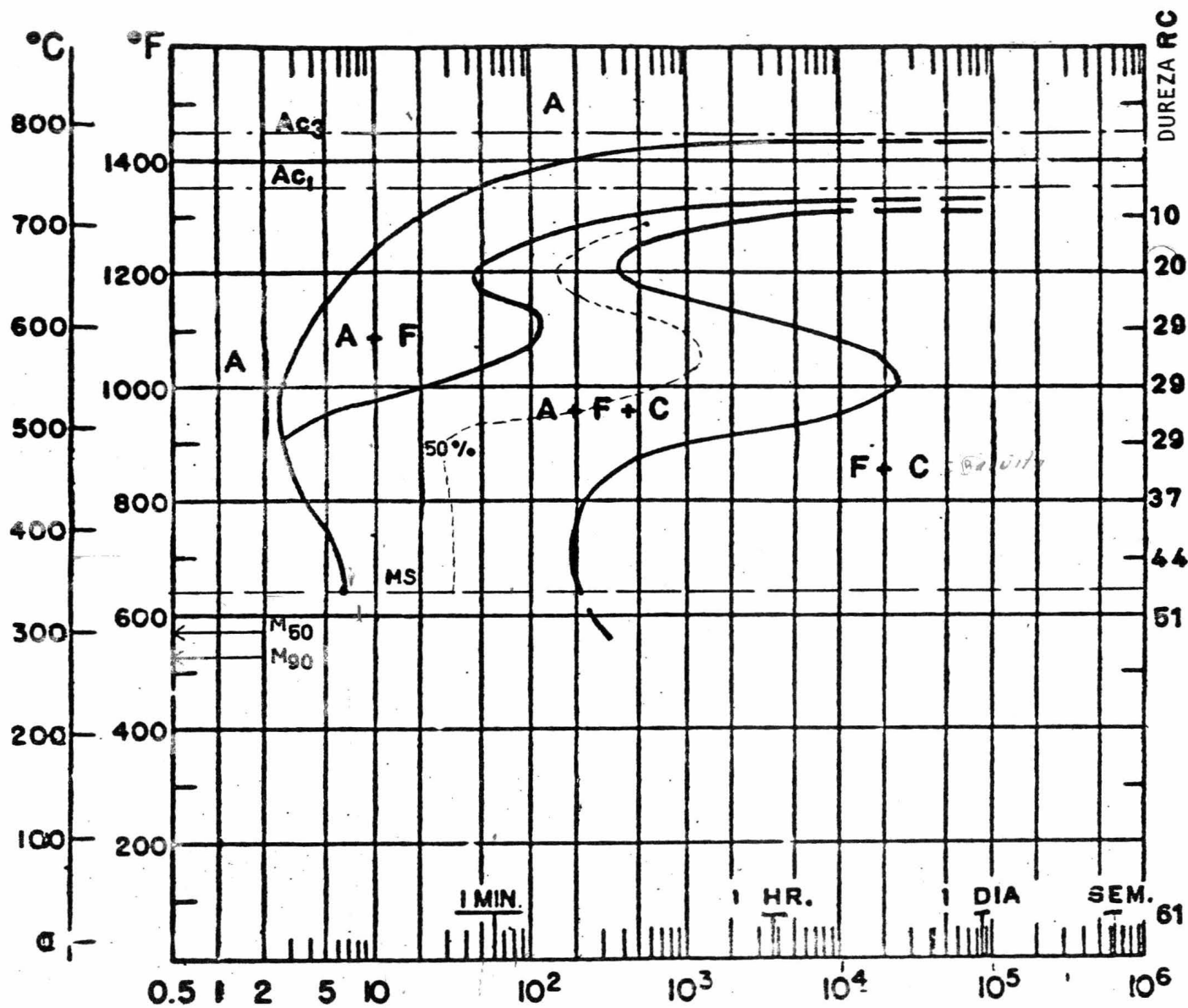


4 1 3 0
 AUSTENIZADO A 845° C
 T.G. 9-10
 COMPOSICION
 C_ 0.28-0.33
 Mn_ 0.40-0.60
 P.Max. 0.035
 S.Max. 0.040
 Si_ 0.20-0.35
 Cr_ 0.80-1.10
 Mo_ 0.15-0.25



4137
 AUSTENIZADO A 850°C
 T.G. 8-9
 COMPOSICION
 C_ 0.35-0.40
 Mn_ 0.70-0.90
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20-0.35
 Cr_ 0.80-1.10
 Mo_ 0.15-0.25

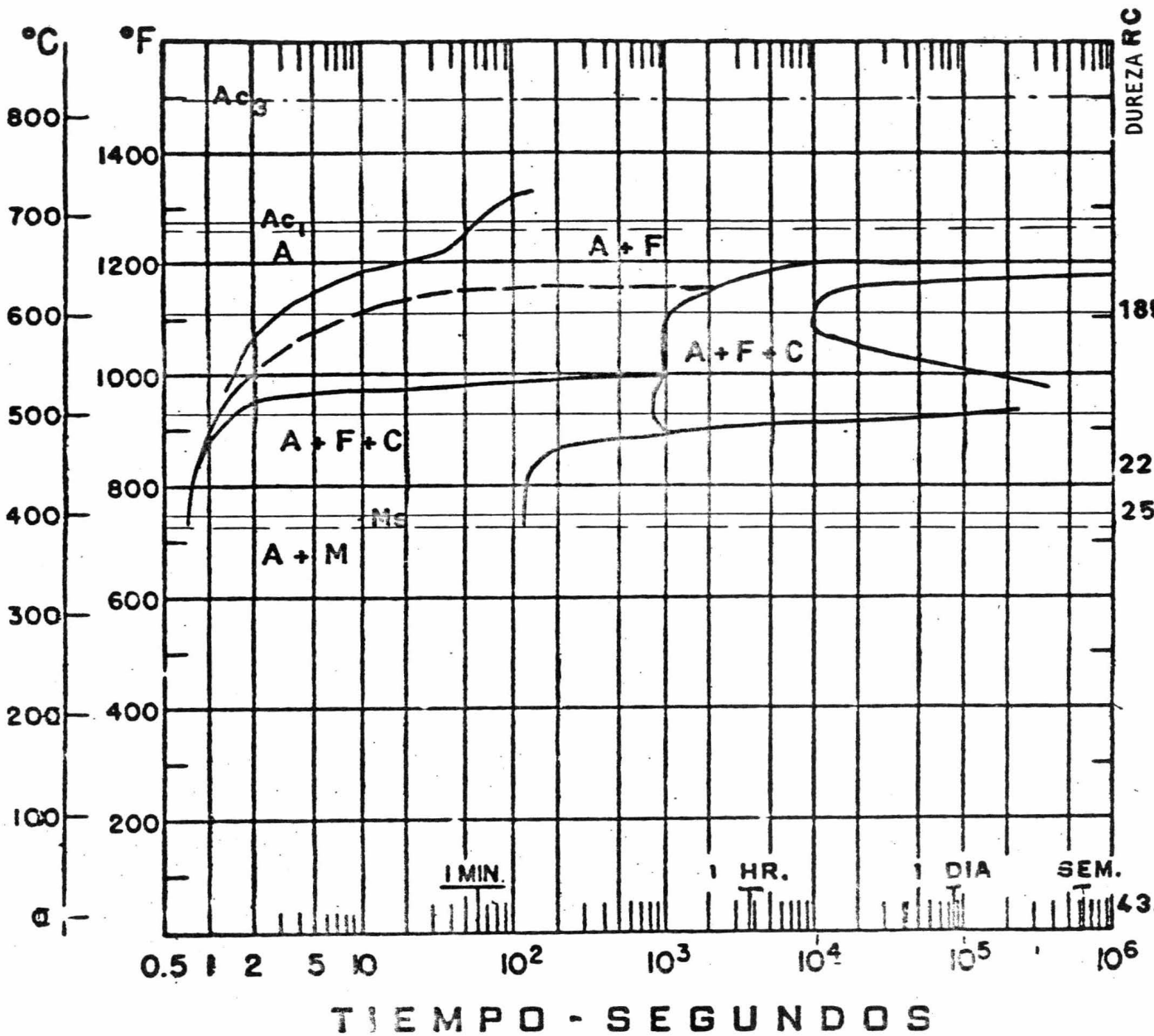
TEMPERATURA



4140
 AUSTENIZADO A 845 °C
 T.G. 7-8
 COMPOSICION
 C_ 0.38 - 0.43
 Mn_ 0.75 - 1.00
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20 - 0.35
 Cr_ 0.80 - 1.10
 Mo_ 0.15 - 0.25

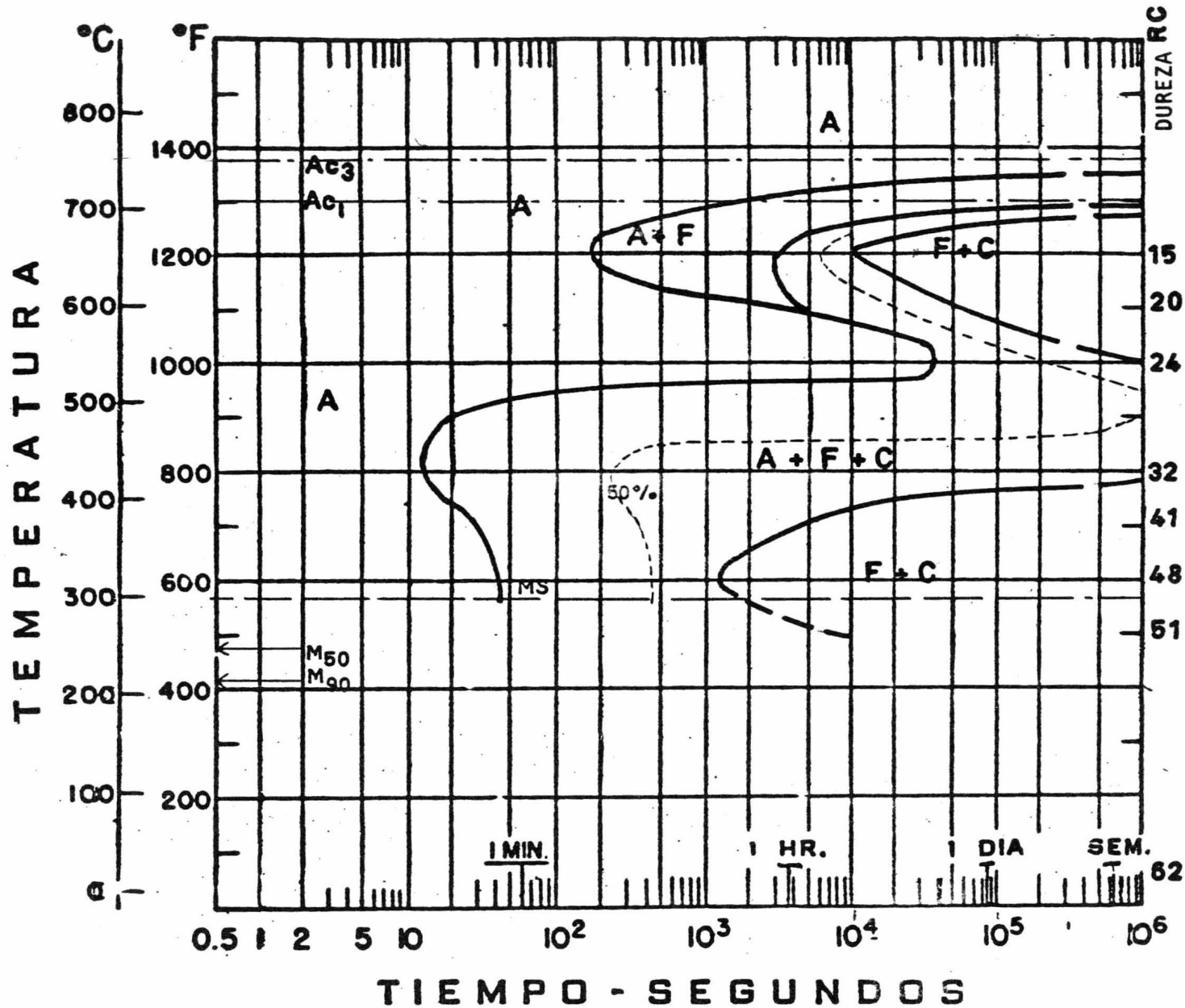
TIEMPO - SEGUNDOS

TEMPERATURA

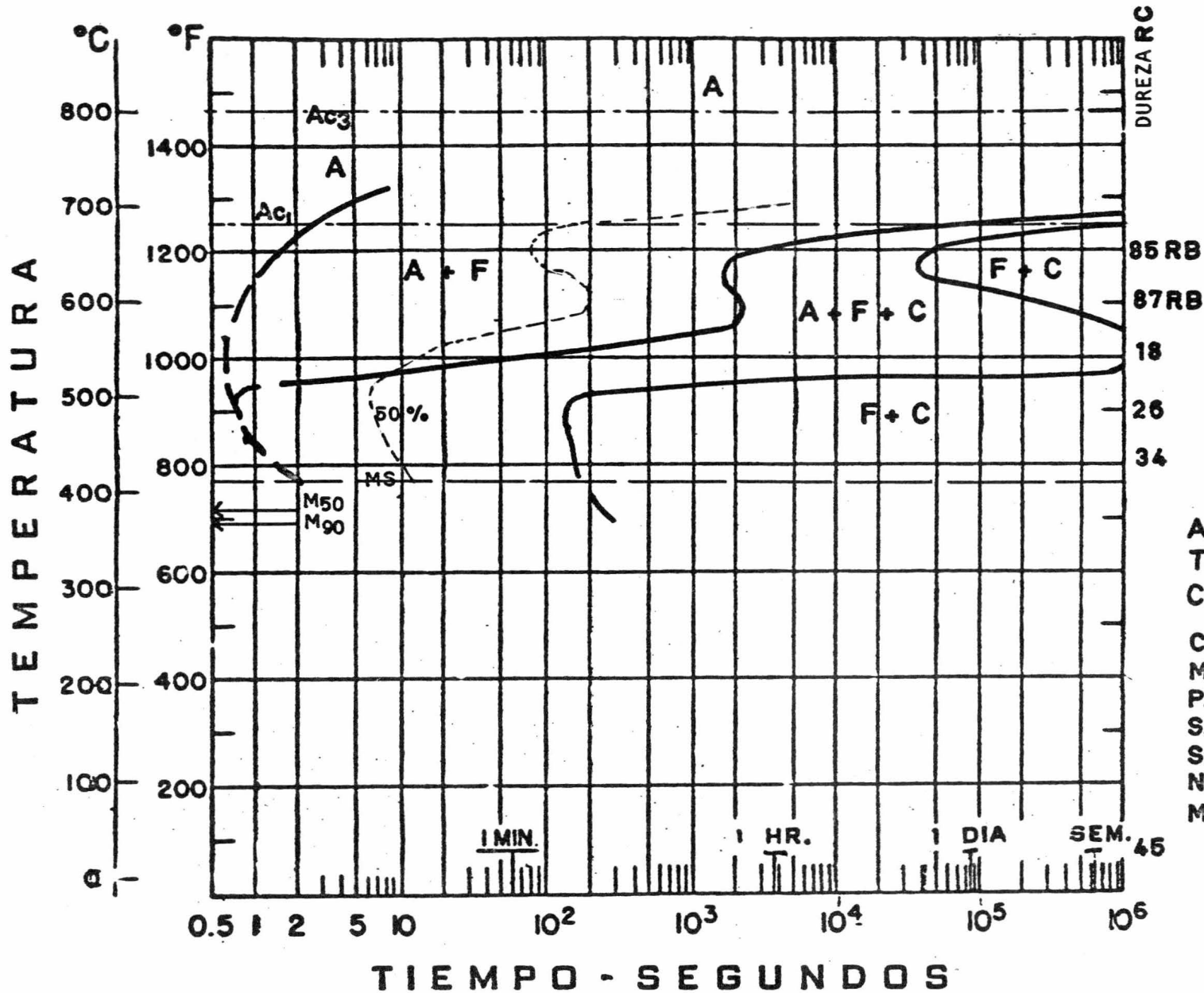


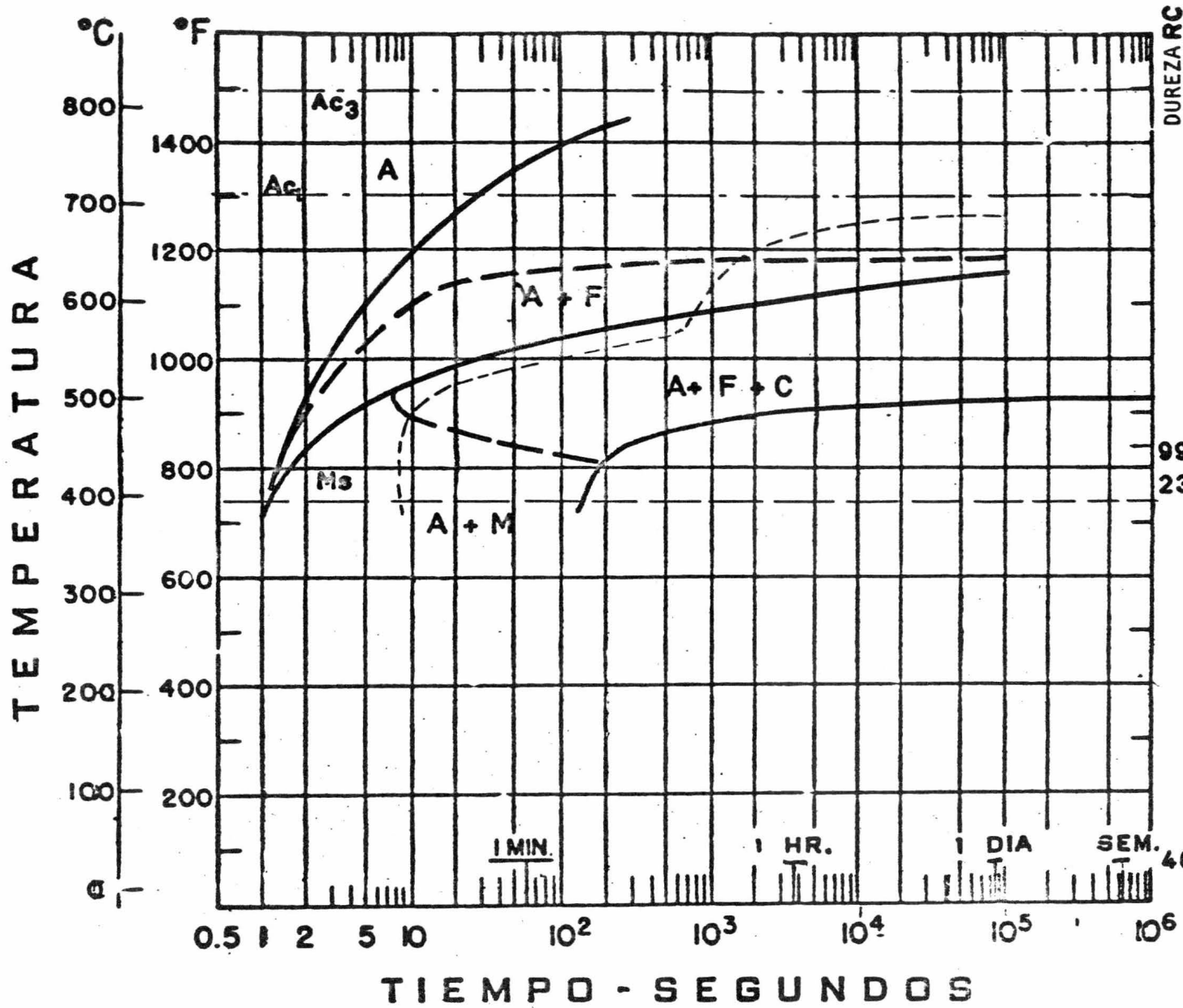
4320
 AUSTENIZADO A 900°C
 T.G. 10-11
 COMPOSICION
 C_ 0.17-0.22
 Mn_ 0.45-0.65
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20-0.35
 Ni_ 1.65-2.00
 Cr_ 0.40-0.60
 Mo_ 0.20-0.30





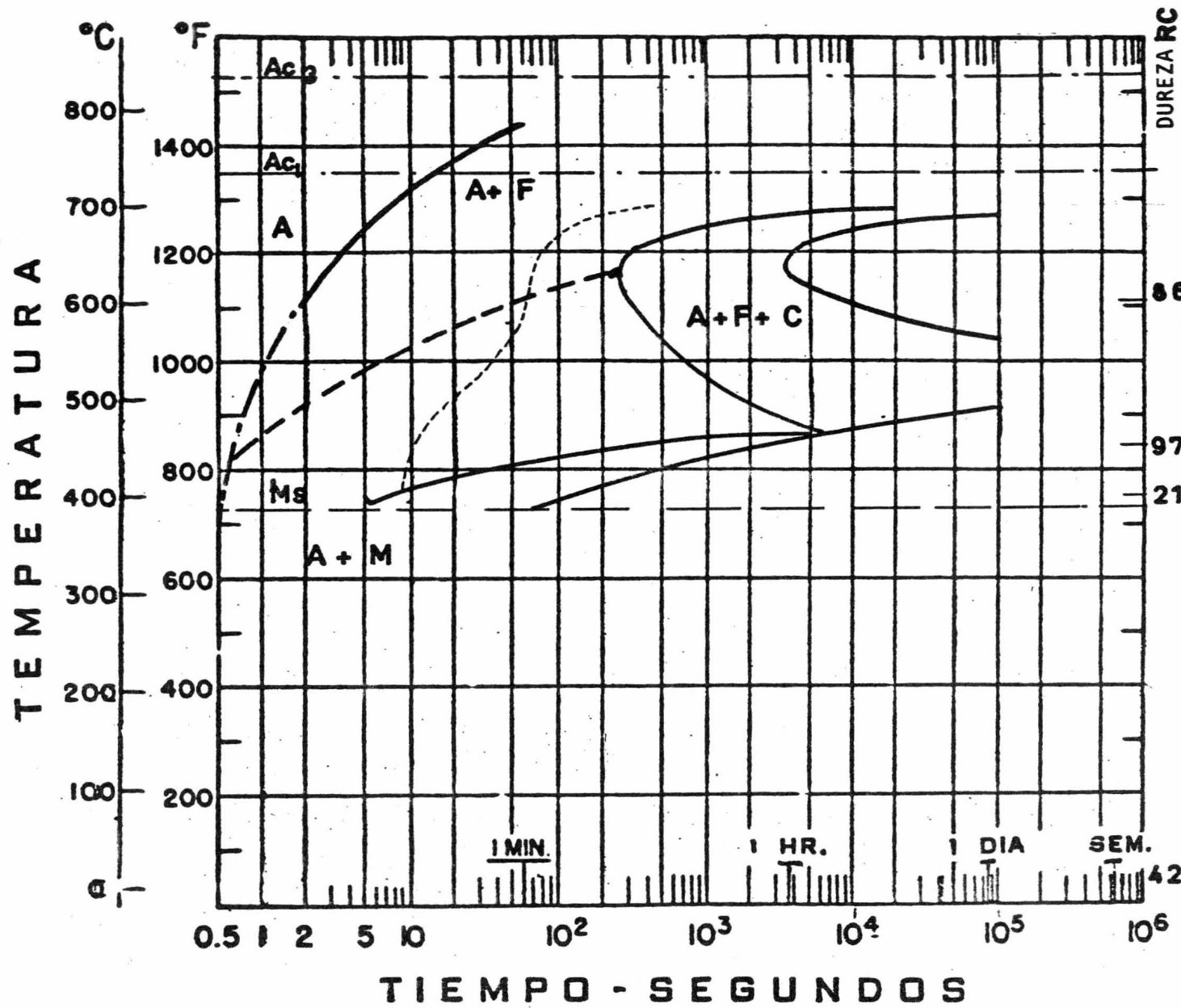
4340
 AUSTENIZADO A 845°C
 T.G. 7-8
 COMPOSICION
 C - 0.38-0.43
 Mn - 0.60-0.80
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si - 0.20-0.35
 Ni - 1.65-2.00
 Cr - 0.70-0.90
 Mo - 0.20-0.30



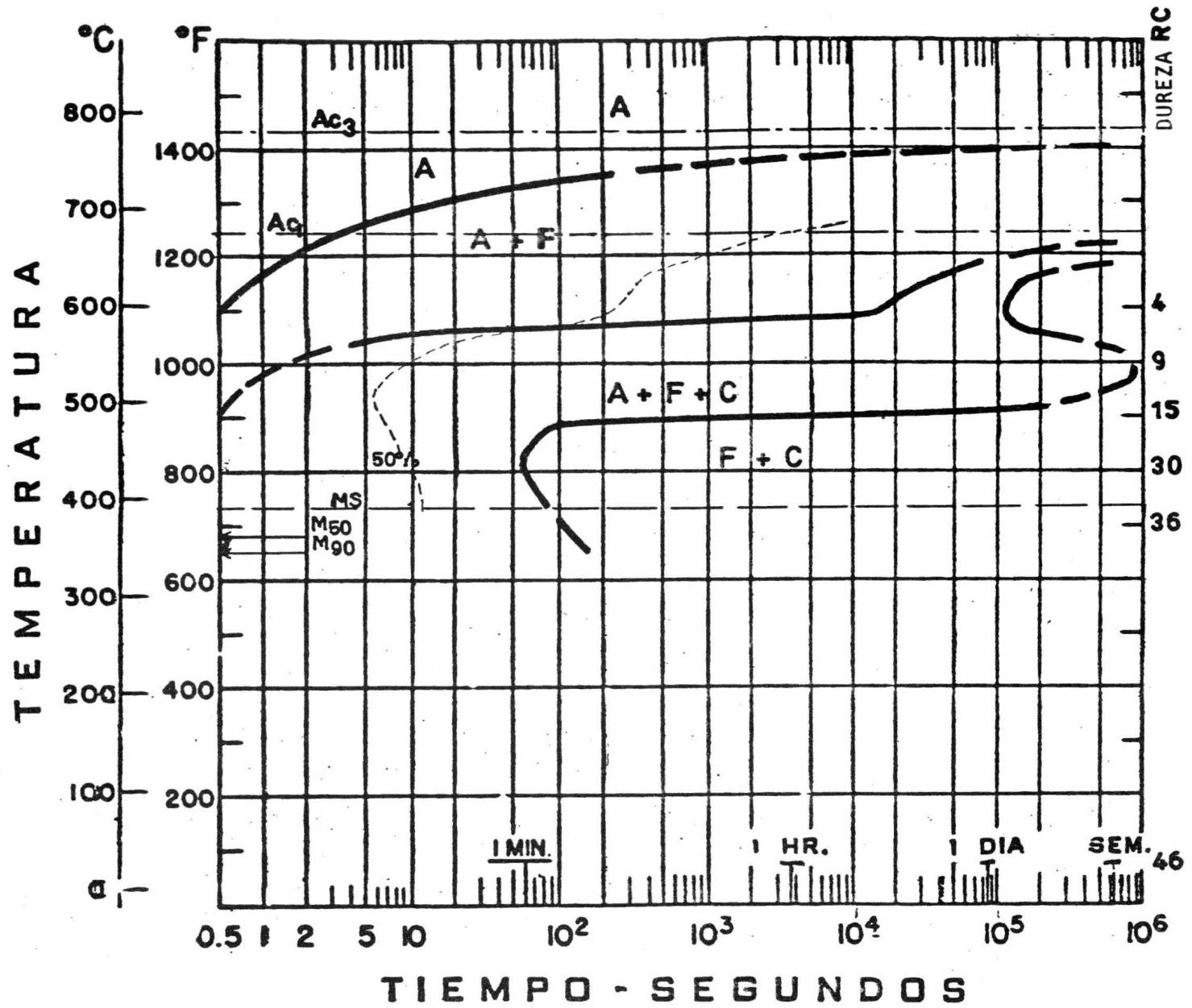


DUREZA RC

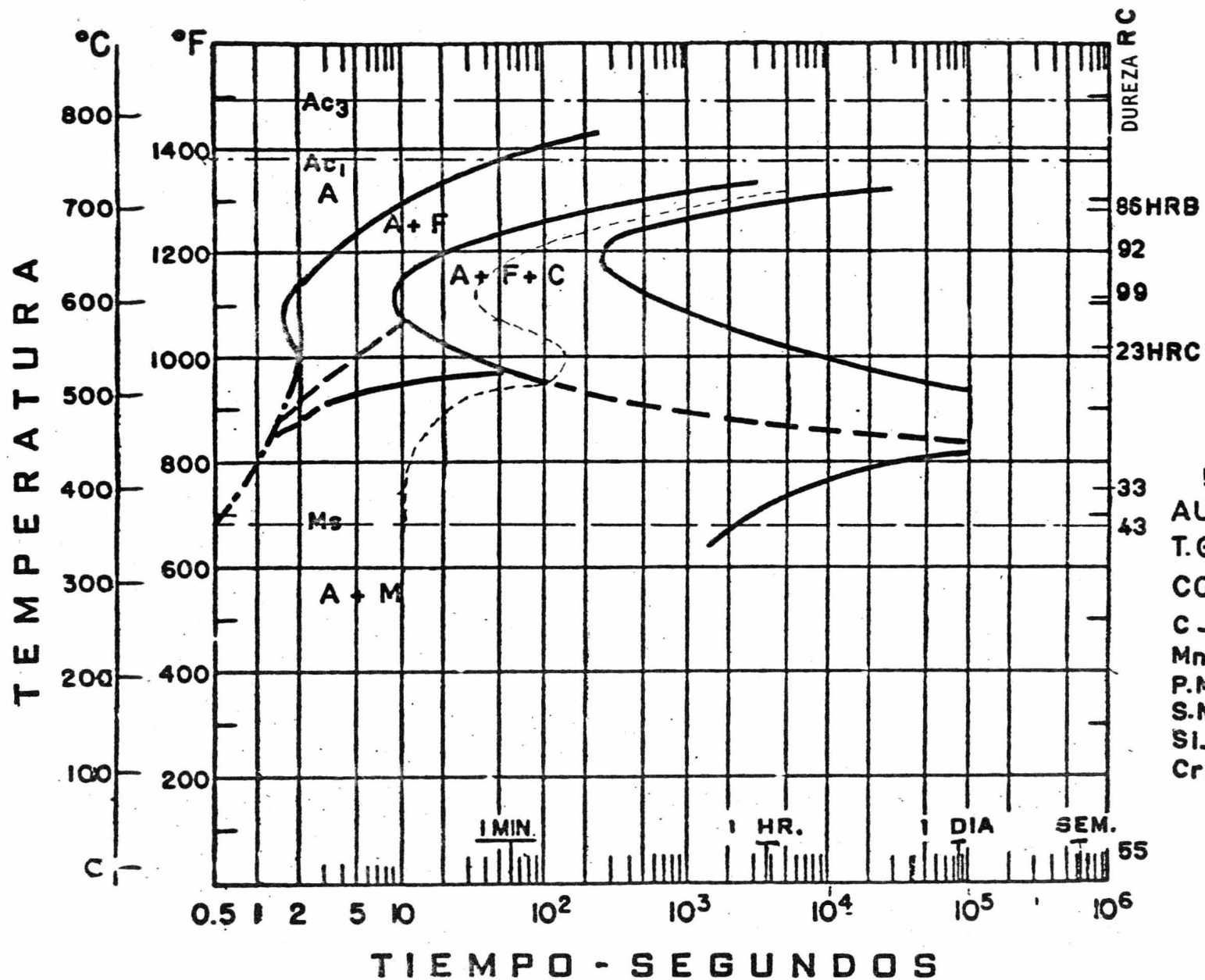
AUSTENIZADO A 875°C
T.G. 10
COMPOSICION
C - 0.17 - 0.22
Mn - 0.45 - 0.65
P. Max. 0.035
S. Max. 0.040
Si - 0.20 - 0.35
Ni - 1.65 - 2.00
Mo - 0.20 - 0.30



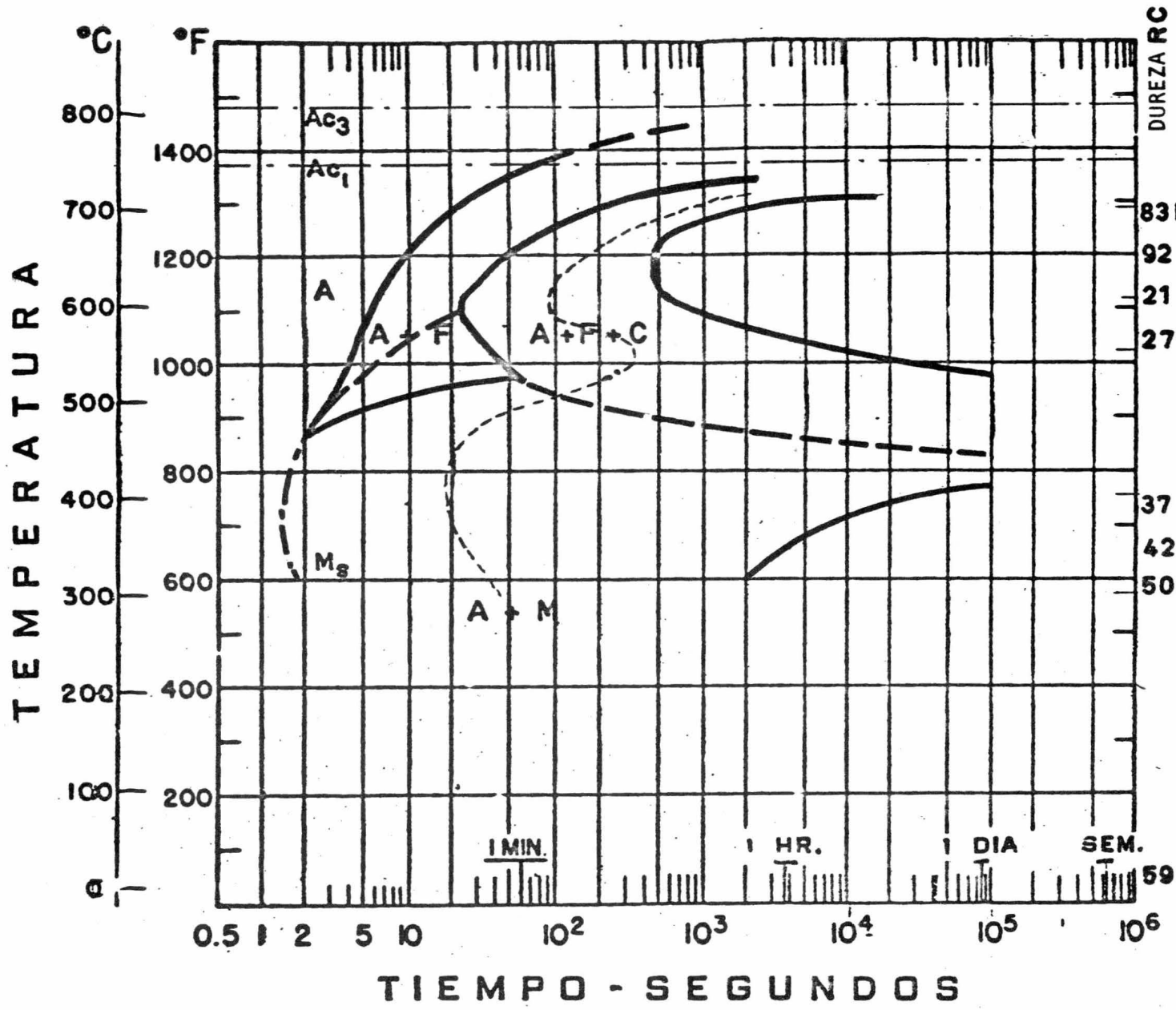
4720
 AUSTENIZADO A 850°C
 T.G. 10
 COMPOSICION
 C_ 0.17 - 0.22
 Mn_ 0.50 - 0.70
 P.Max. 0.035
 S.Max. 0.040
 Si_ 0.20 - 0.35
 Ni_ 0.90 - 1.20
 Cr_ 0.35 - 0.55
 Mo. 0.15 - 0.25



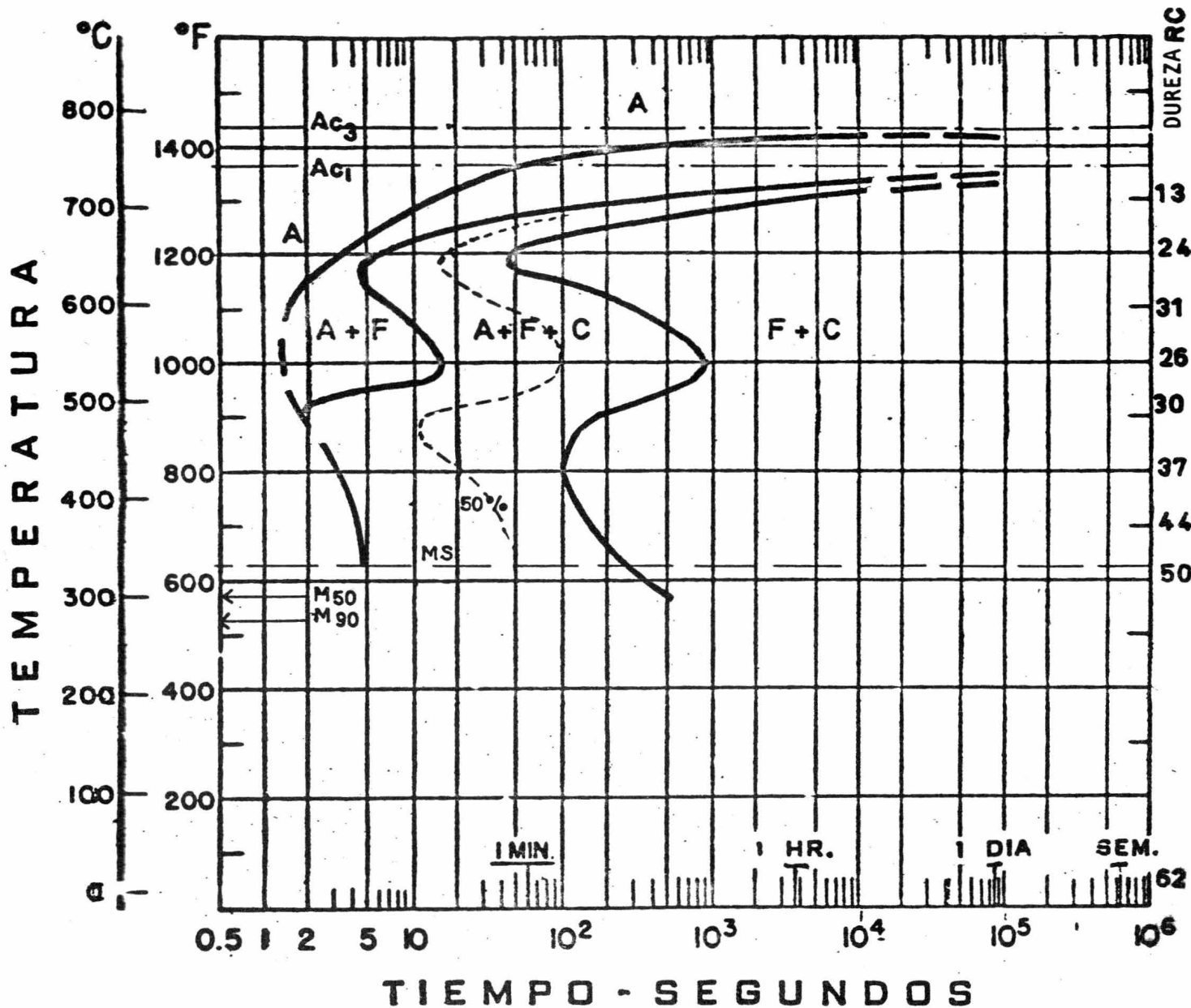
4815
 AUSTENIZADO A 900°C
 T.G. 8 - 9
 COMPOSICION
 C - 0.13 - 0.18
 Mn - 0.40 - 0.60
 P Max. 0.035
 S Max. 0.040
 Si - 0.20 - 0.35
 Ni - 3.25 - 3.75
 Mo - 0.20 - 0.30



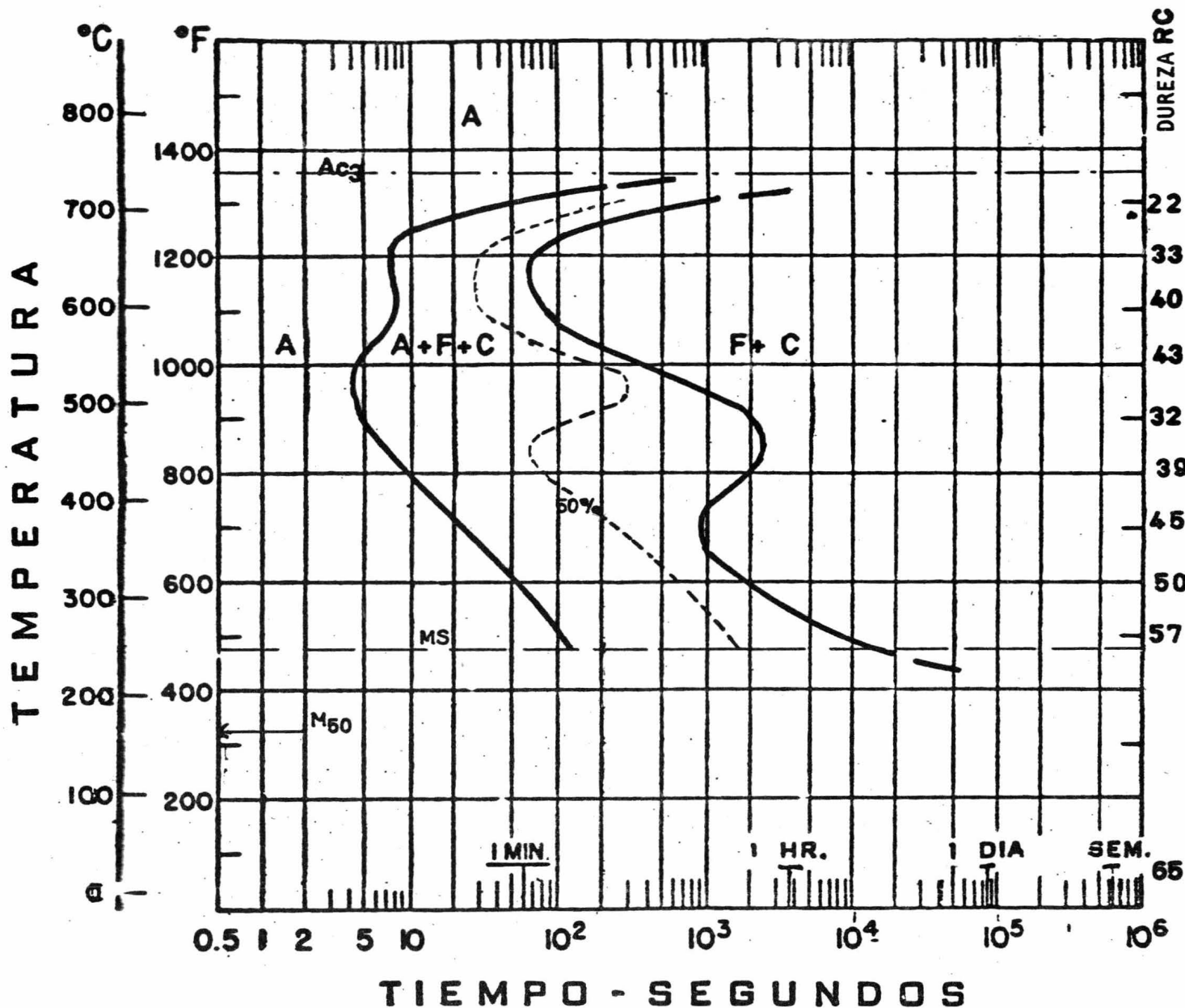
5132
 AUSTENIZADO A 850°C
 T.G. 10-11
 COMPOSICION
 C - 0.30 - 0.35
 Mn - 0.60 - 0.80
 P.Max. 0.035
 S.Max. 0.040
 Si - 0.20 - 0.35
 Cr - 0.75 - 1.00



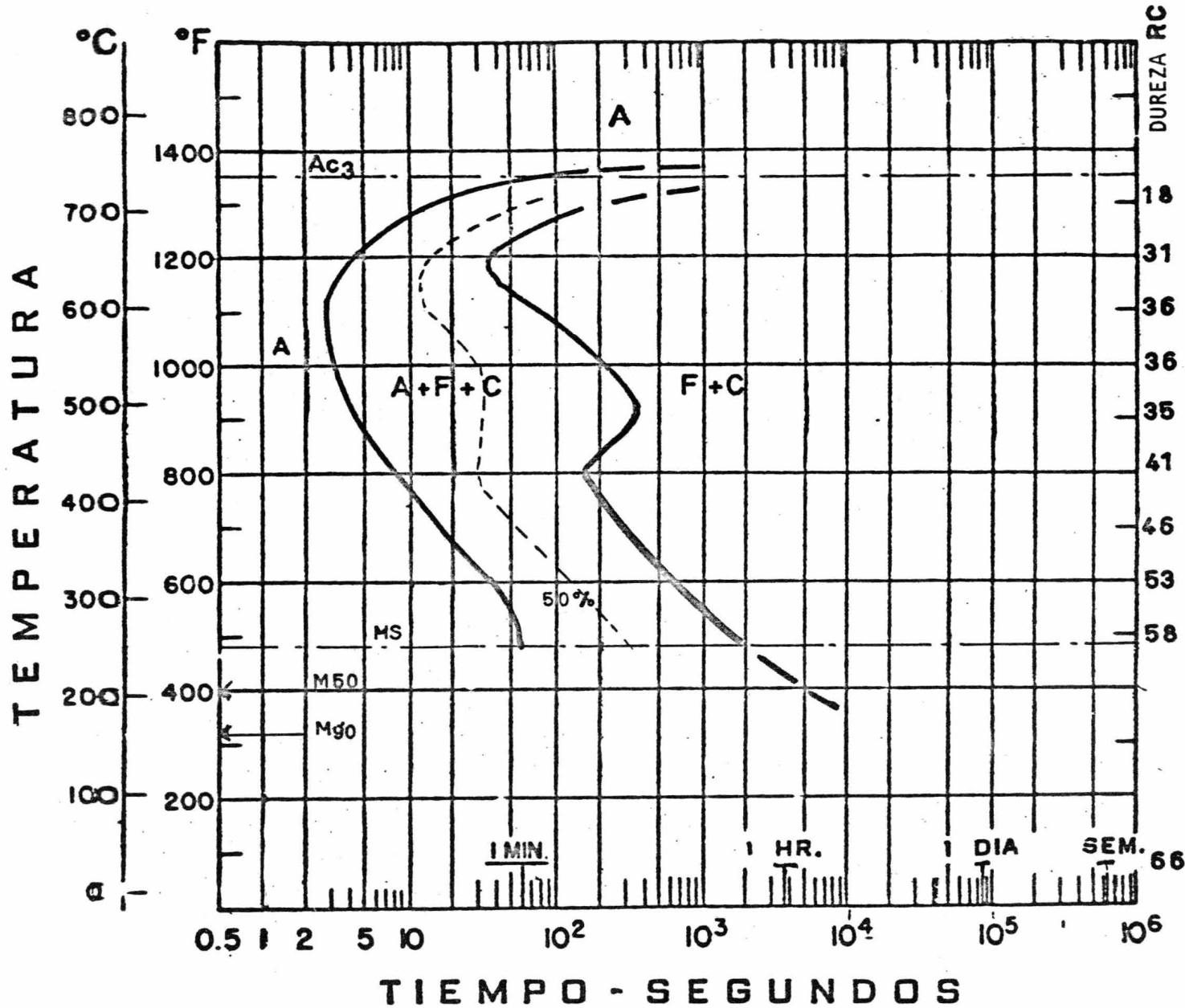
5 1 3 5
AUSTENIZADO A 850°C
T.G. 9-10
COMPOSICION
 C_ 0.33 - 0.38
 Mn_ 0.60 - 0.80
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20 - 0.35
 Cr_ 0.80 - 1.05



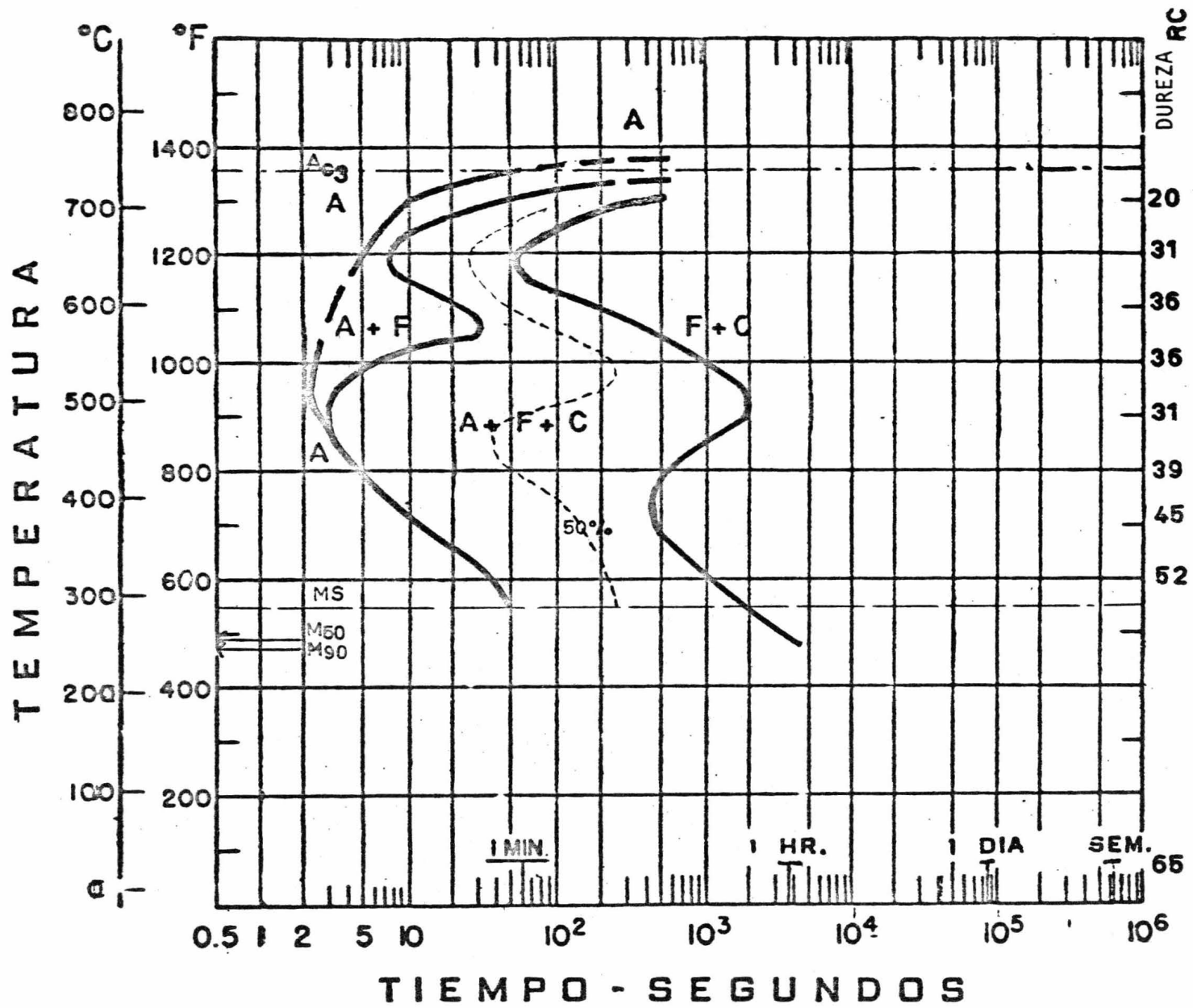
5140
 AUSTENIZADO A 845°C
 T.G. 6-7
 COMPOSICION
 C_ 0.38 - 0.43
 Mn_ 0.70 - 0.90
 P.Max. 0.035
 S.Max. 0.040
 Si_ 0.20 - 0.35
 Cr_ 0.70 - 0.90



5160
 AUSTENIZADO A 845°C
 T.G. 7
 COMPOSICION
 C_ 0.56 - 0.64
 Mn_ 0.75 - 1.00
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20 - 0.35
 Cr_ 0.70 - 0.90

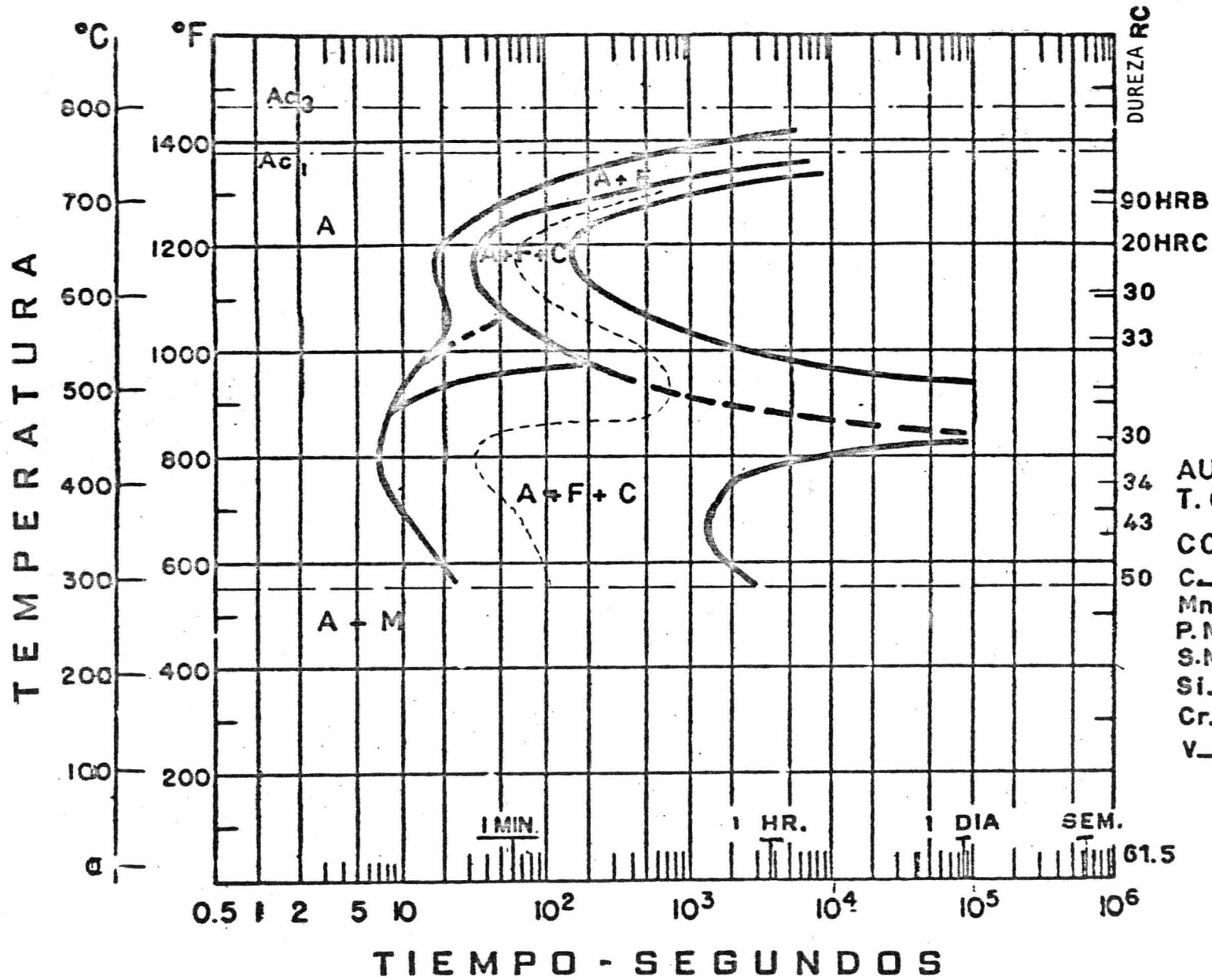


52100
 AUSTENIZADO A 845°C
 T.G. 9
 COMPOSICION
 C - 0.98 - 1.10
 Mn - 0.25 - 0.45
 P. Max. 0.025
 S. Max. 0.025
 Si - 0.20 - 0.35
 Cr - 1.30 - 1.60



61 50
 AUSTENIZADO A 845°C
 T. G. 9
 COMPOSICION

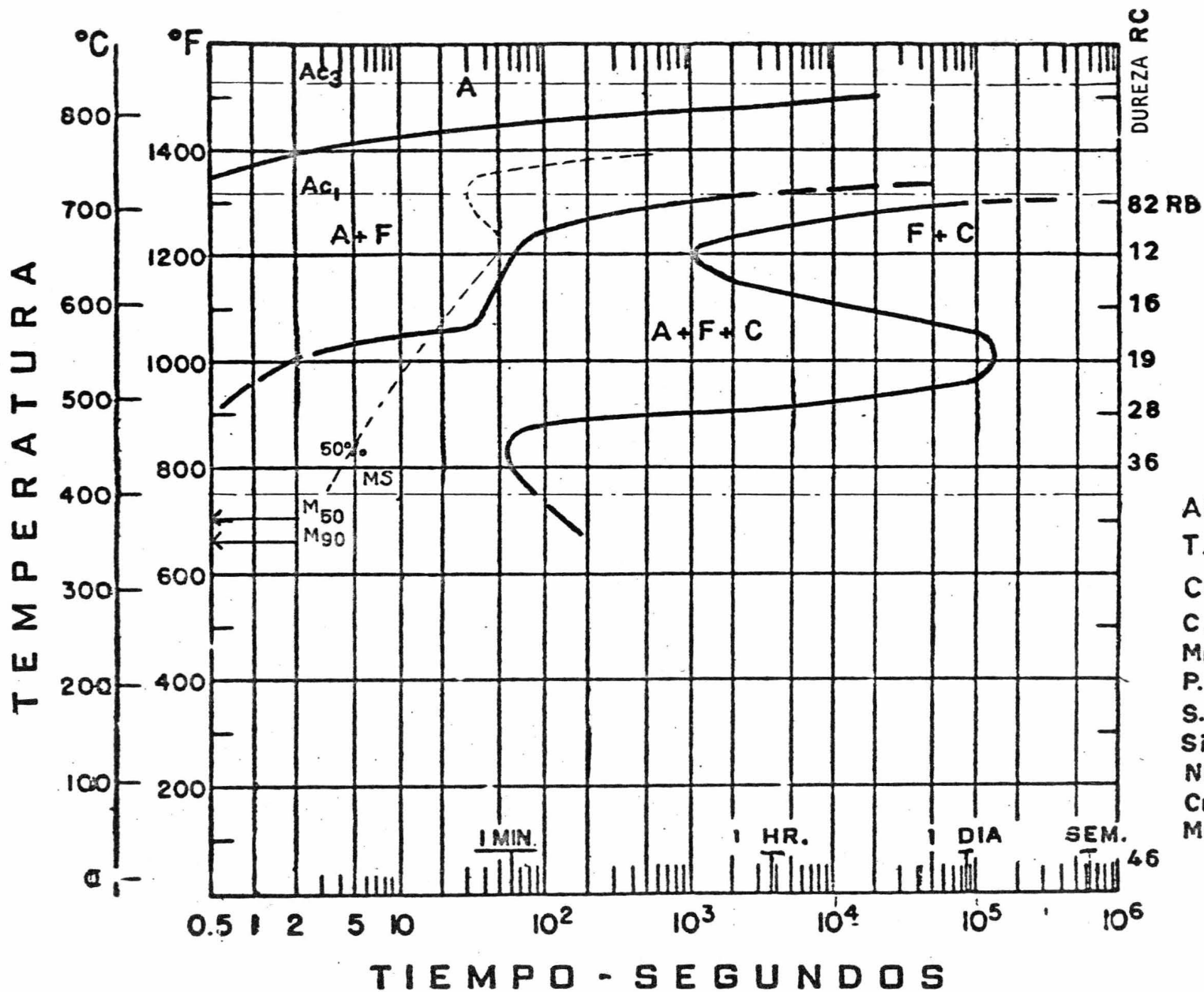
C	0.48 - 0.53
Mn	0.70 - 0.90
P. Max.	0.035
S. Max.	0.040
Si	0.20 - 0.35
Cr	0.80 - 1.10
V	0.15



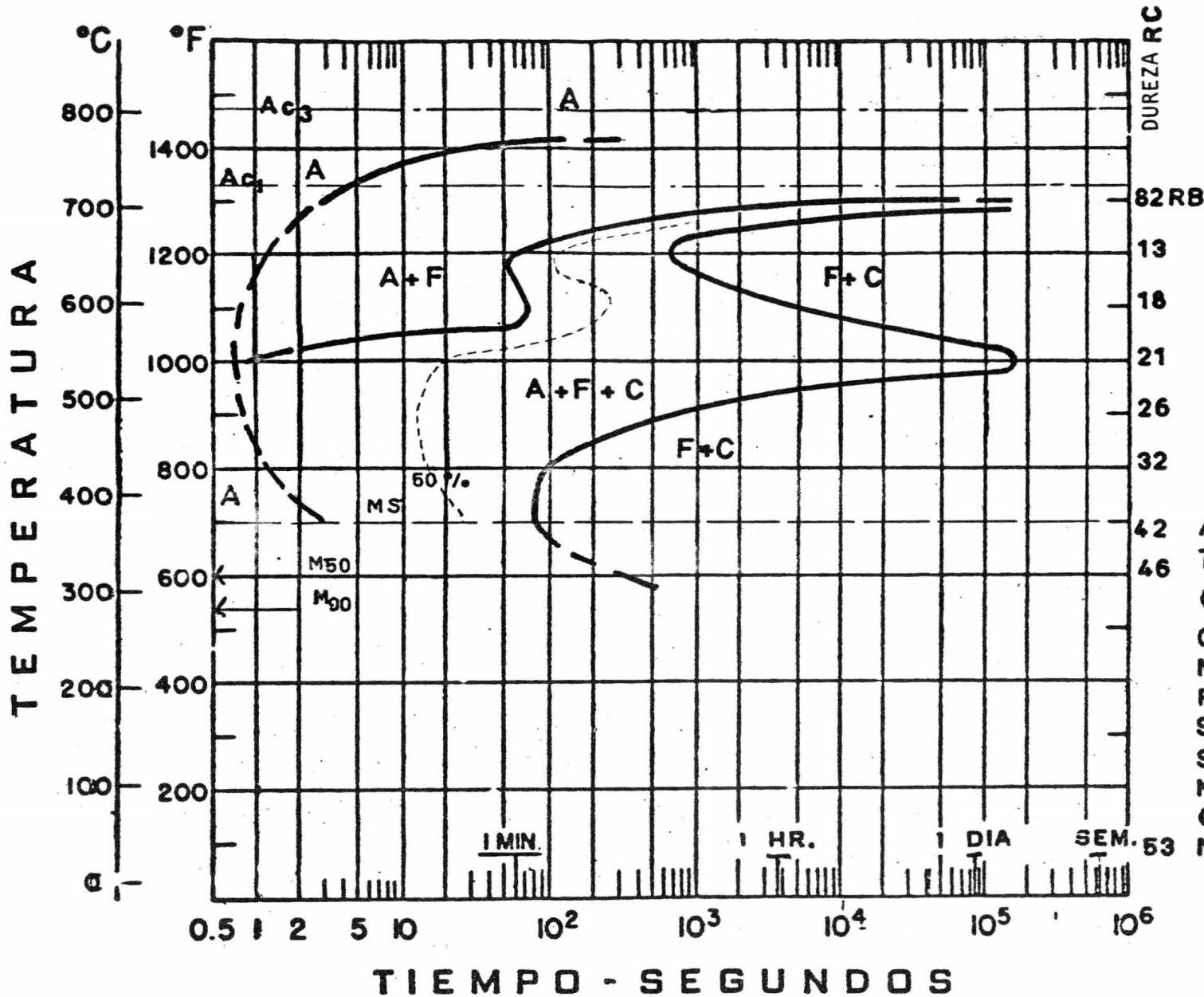
6150
 AUSTENIZADO A 850°C
 T. G. 9

COMPOSICION

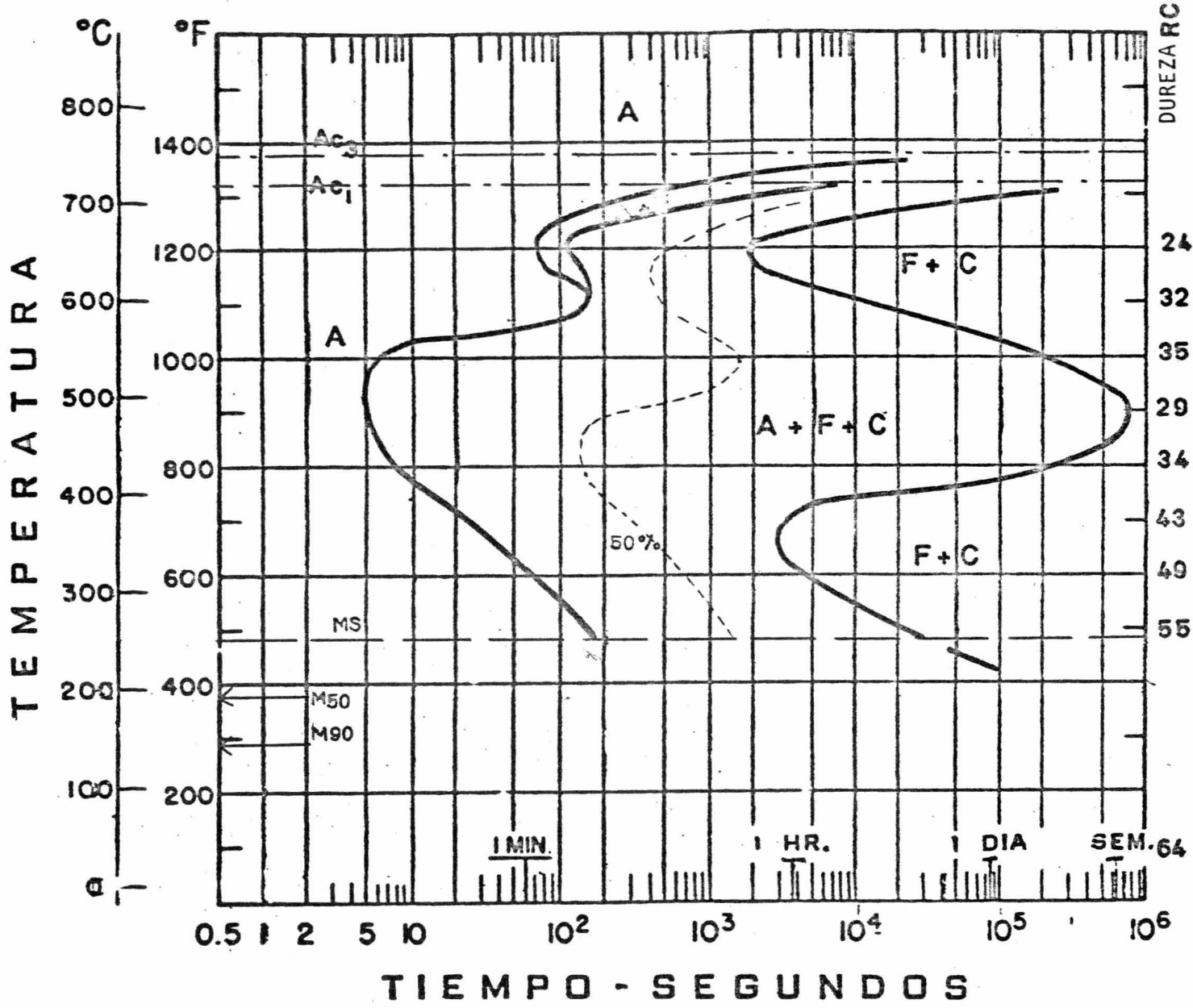
C	0.48-0.53
Mn	0.70-0.90
P. Max.	0.035
S. Max.	0.040
Si	0.20-0.35
Cr	0.80-1.10
V	0.15



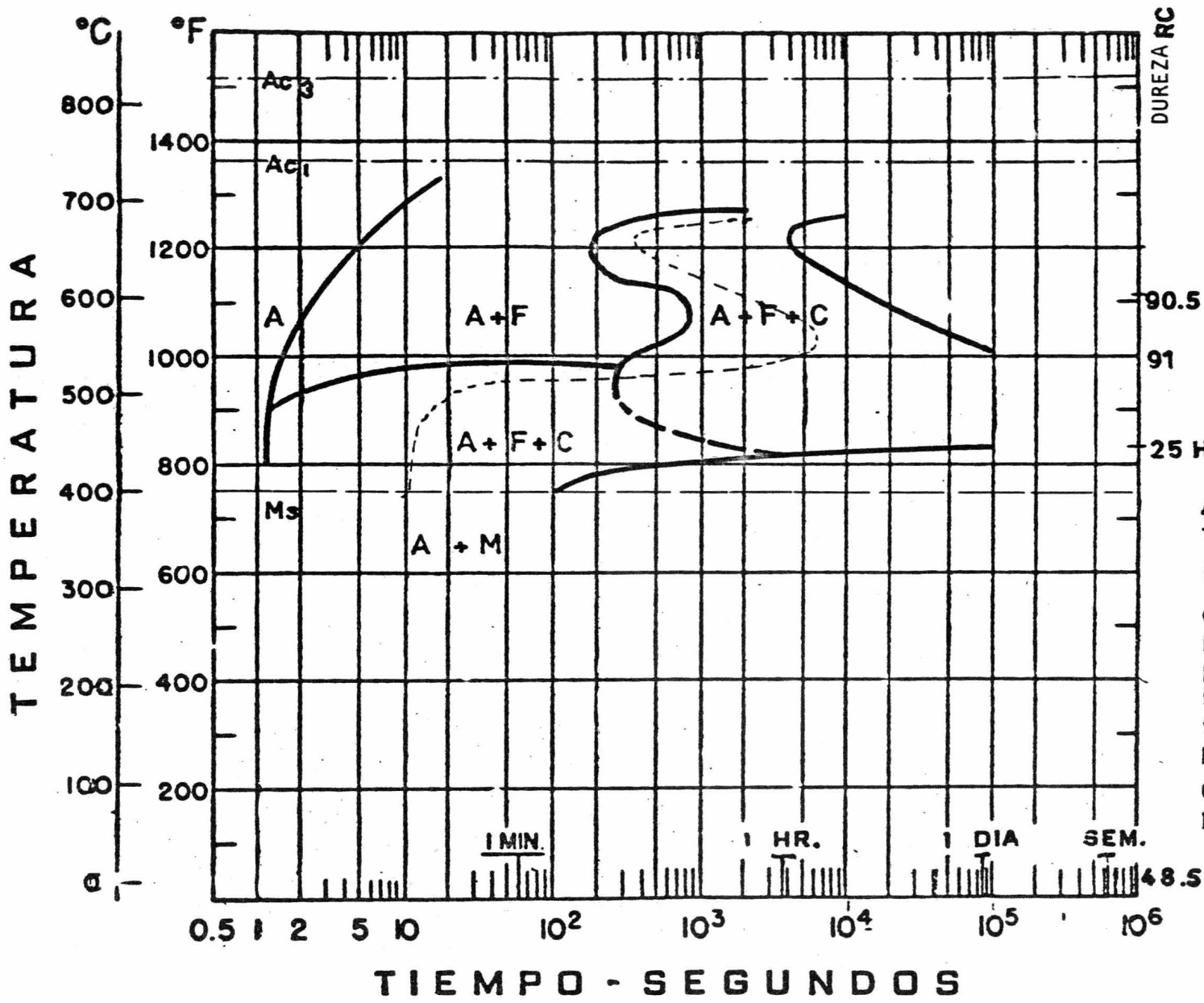
8620
 AUSTENIZADO A 900°C
 T.G. 9-10
 COMPOSICION
 C_ 0.18 - 0.23
 Mn_ 0.70 - 0.90
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20 - 0.35
 Ni_ 0.40 - 0.70
 Cr_ 0.40 - 0.60
 Mo_ 0.15 - 0.25



8 6 3 0
AUSTENIZADO A 870°C
T.G. 9
COMPOSICION
 C _ 0.28 - 0.33
 Mn _ 0.70 - 0.90
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si _ 0.20 - 0.35
 Ni _ 0.40 - 0.70
 Cr _ 0.40 - 0.60
 Mo _ 0.15 - 0.25



8660
 AUSTENIZADO A 845 °C
 T.G. 8
 COMPOSICION
 C _ 0.55-0.64
 Mn _ 0.75-1.00
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si _ 0.20-0.35
 Ni _ 0.40-0.70
 Cr _ 0.40-0.60
 Mo _ 0.15-0.25

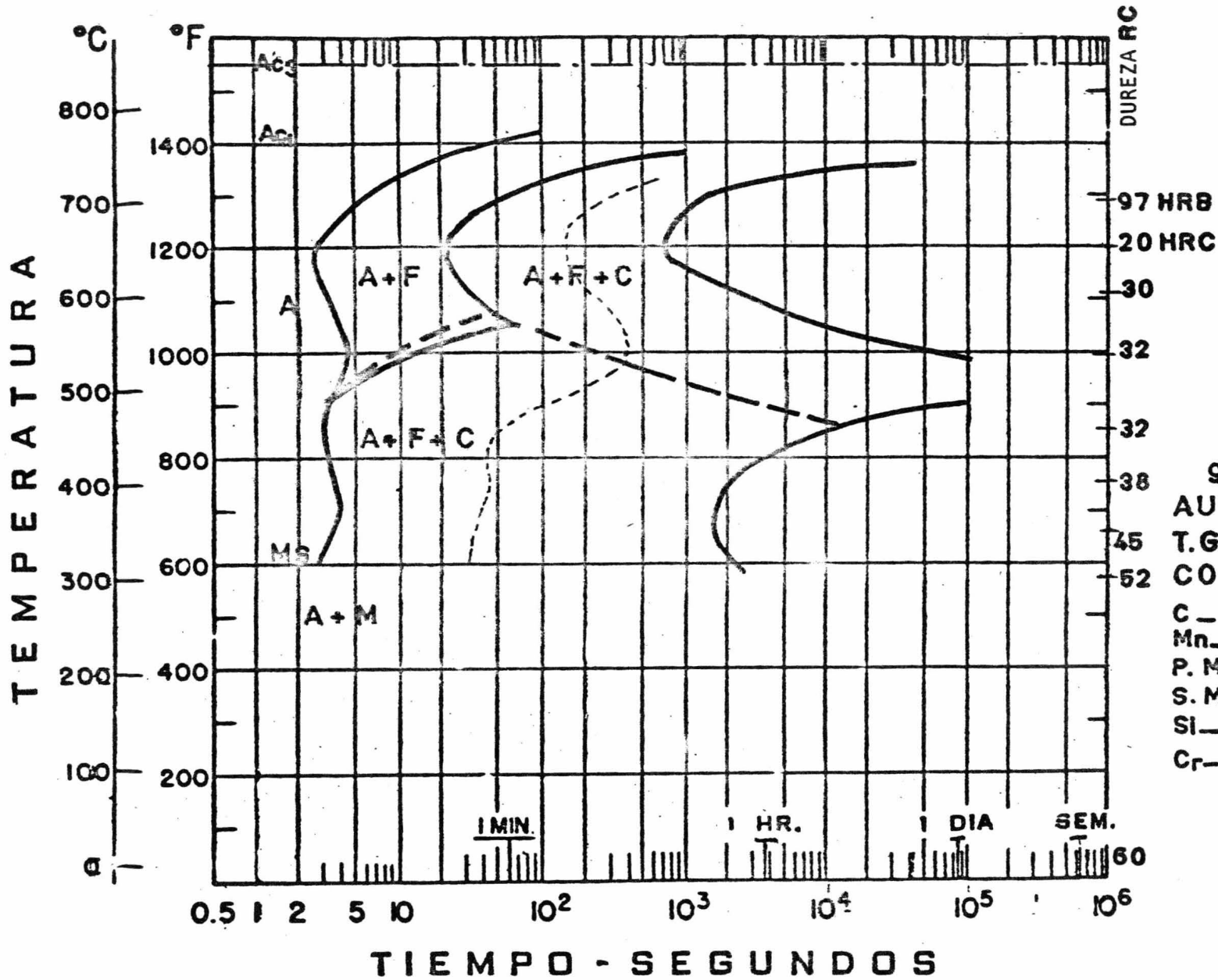


AUSTENIZADO A 875°C

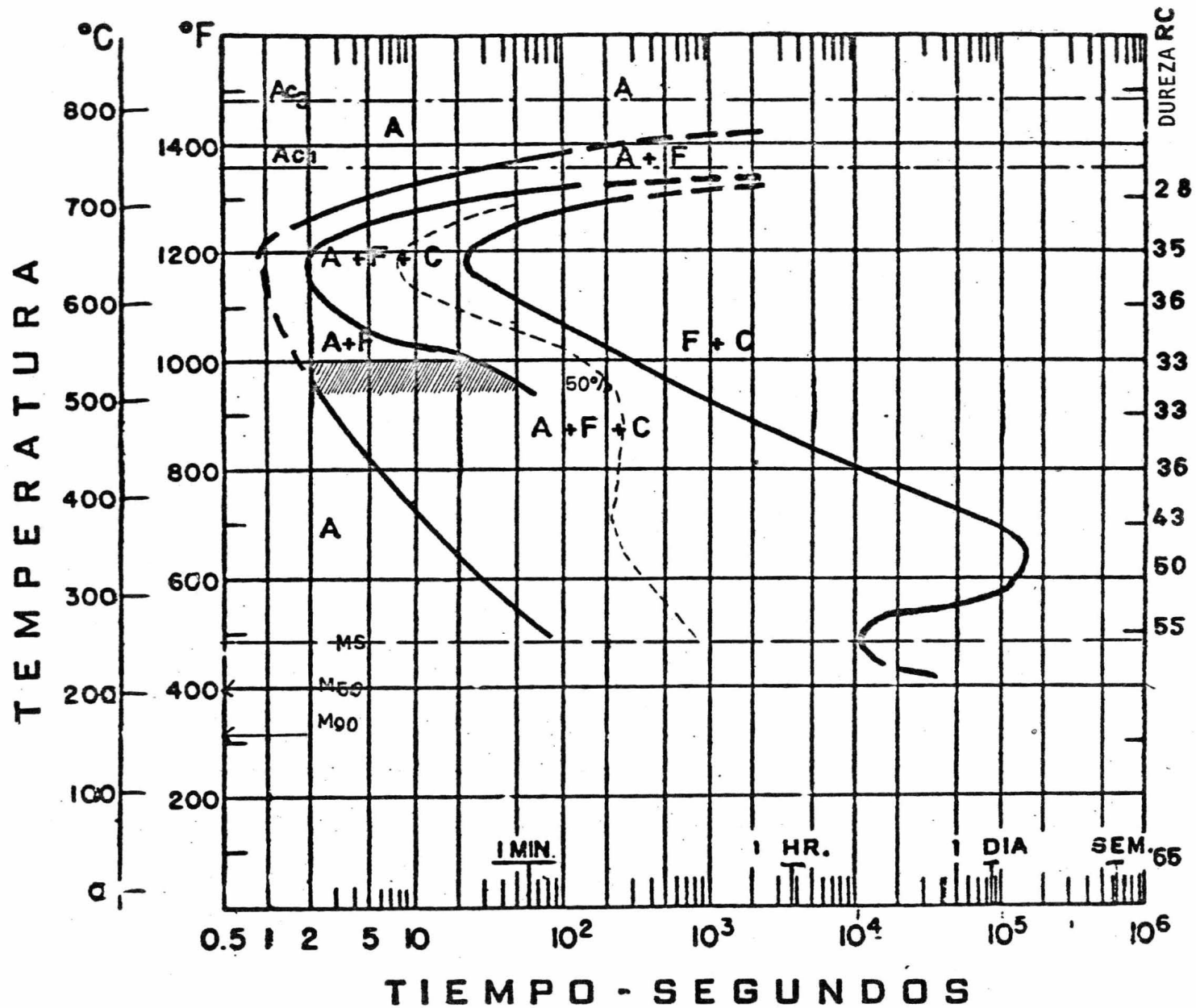
T.G. 9-10

COMPOSICION

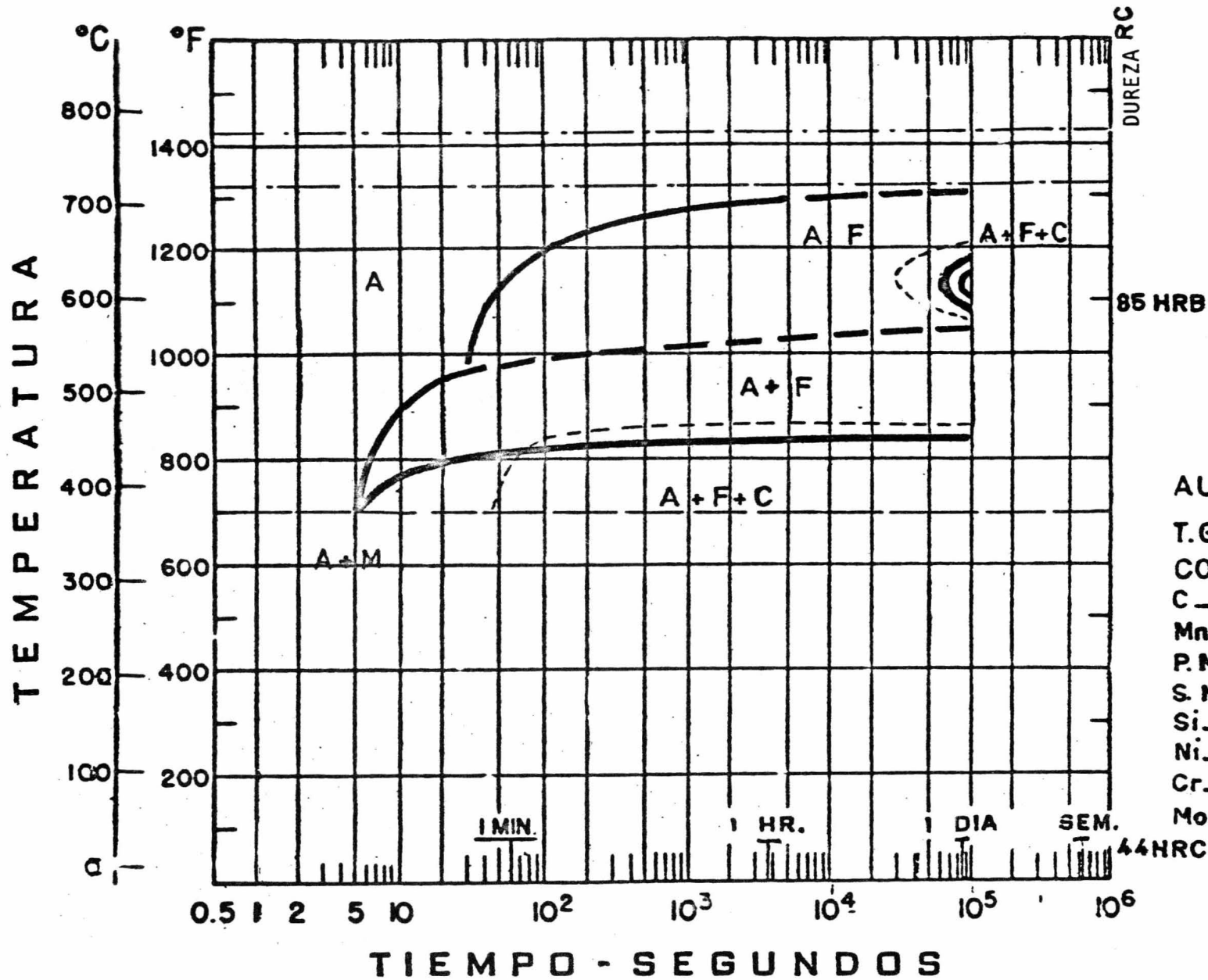
- C_ 0.18 - 0.23
- Mn_ 0.70 - 0.90
- P. Max. 0.035
- S. Max. 0.040
- Si_ 0.20 - 0.35
- Ni_ 0.40 - 0.70
- Cr_ 0.40 - 0.60
- Mo_ 0.20 - 0.30



9 2 5 4
 AUSTENIZADO A 900°C
 T.G. 11.
 COMPOSICION
 C - 0.51 - 0.54
 Mn - 0.50 - 0.80
 P. Max. 0.035
 S. Max. 0.040
 Si - 1.20 - 1.60
 Cr - 0.50 - 0.80



92 60
 AUSTENIZADO A 870°C
 T.G. 6-7
 COMPOSICION
 C_ 0.56-0.64
 Mn_ 0.75-1.00
 P.Max. 0.035
 S.Max. 0.040
 Si_ 1.80-2.20



9310
 AUSTENIZADO A 850°C
 T.G. 9-10
 COMPOSICION
 C_ 0.08 - 0.13
 Mn_ 0.45 - 0.65
 P. Max. 0.025
 S. Max. 0.025
 Si_ 0.20 - 0.35
 Ni_ 3.00 - 3.50
 Cr_ 1.00 - 1.40
 Mo_ 0.08 - 0.15

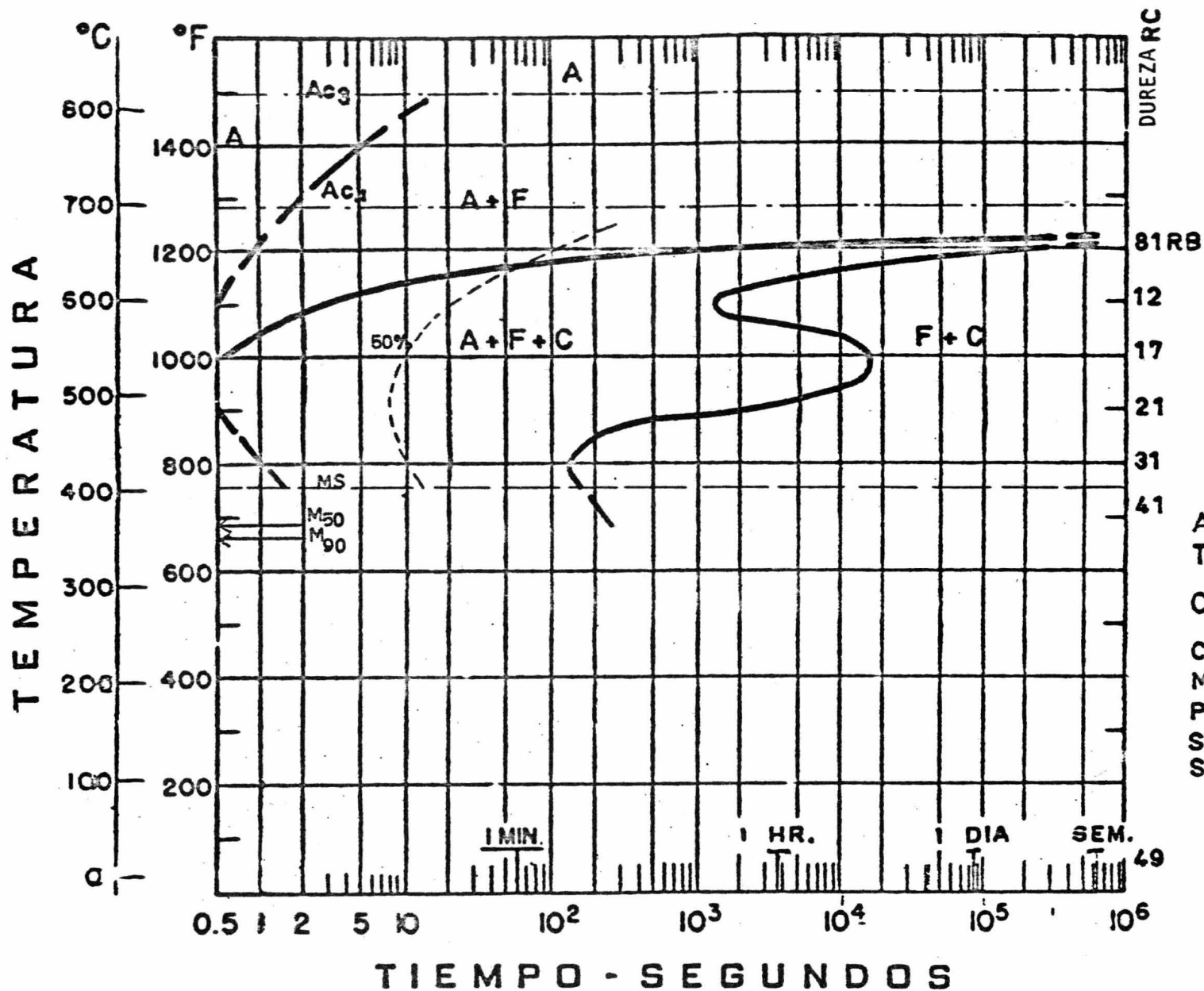
T A B L A III

Designación.	C %	Mn %	P máx %	S máx %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %	V %
1320	0.18 - 0.23	1.60 - 1.90	0.040	0.040	0.20 - 0.35				
2317	0.15 - 0.20	0.40 - 0.60	0.040	0.040	0.20 - 0.35	3.25 - 3.75			
2340	0.38 - 0.43	0.70 - 0.90	0.040	0.040	0.20 - 0.35	3.25 - 3.75			
2512	0.09 - 0.14	0.45 - 0.60	0.025	0.025	0.20 - 0.35	4.75 - 5.25			
2515	0.12 - 0.17	0.40 - 0.60	0.040	0.040	0.20 - 0.35	4.75 - 5.25			
3120	0.17 - 0.22	0.60 - 0.80	0.040	0.040	0.20 - 0.35	1.10 - 1.40	0.55 - 0.75		
3130	0.28 - 0.33	0.60 - 0.80	0.040	0.040	0.20 - 0.35	1.10 - 1.40	0.55 - 0.75		
3140	0.38 - 0.43	0.70 - 0.90	0.040	0.040	0.20 - 0.35	1.10 - 1.40	0.55 - 0.75		
3310	0.08 - 0.13	0.45 - 0.60	0.025	0.025	0.20 - 0.35	3.25 - 3.75	1.40 - 1.75		
3325	0.20 - 0.30	0.30 - 0.60	0.040	0.050	0.15 - 0.30	3.25 - 3.75	1.25 - 1.75		
3335	0.30 - 0.40	0.30 - 0.40	0.040	0.050	0.15 - 0.30	3.25 - 3.75	1.25 - 1.75		
3340	0.35 - 0.45	0.30 - 0.60	0.040	0.050	0.15 - 0.30	3.25 - 3.75	1.25 - 1.75		
3415	0.10 - 0.20	0.30 - 0.60	0.040	0.050	0.15 - 0.30	2.75 - 3.25	0.60 - 0.95		
3435	0.30 - 0.40	0.30 - 0.60	0.040	0.050	0.15 - 0.30	2.75 - 3.25	0.60 - 0.95		
4068	0.63 - 0.70	0.75 - 1.00	0.040	0.040	0.20 - 0.35	2.75 - 3.25	0.60 - 0.95	0.20 - 0.30	

	C %	Mn %	P máx %	S máx %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %	V %
4317	0.15 - 0.20	0.45 - 0.65	0.040	0.040	0.20 - 0.35	1.65 - 2.00	0.40 - 0.60	0.20 - 0.30	
4640	0.38 - 0.43	0.60 - 0.80	0.040	0.040	0.20 - 0.35	1.65 - 2.00	0.40 - 0.60	0.20 - 0.30	
6125	0.20 - 0.30	0.70 - 0.90	0.040	0.050	0.15 - 0.30	1.65 - 2.00	0.80 - 1.10	0.20 - 0.30	0.15
6145	0.43 - 0.48	0.70 - 0.90	0.040	0.050	0.20 - 0.35	1.65 - 2.00	0.80 - 1.10	0.20 - 0.30	0.15
6195	0.90 - 1.05	0.20 - 0.45	0.030	0.035	0.15 - 0.30		0.80 - 1.10		0.15
8735	0.33 - 0.38	0.75 - 1.00	0.040	0.040	0.20 - 0.35	0.40 - 0.70	0.40 - 0.60	0.20 - 0.30	
8745	0.43 - 0.48	0.75 - 1.00	0.040	0.040	0.20 - 0.35	0.40 - 0.70	0.40 - 0.60	0.20 - 0.30	
9261	0.55 - 0.65	0.75 - 1.00	0.040	0.040	1.80 - 2.20	0.40 - 0.70	0.10 - 0.25	0.20 - 0.30	
9440	0.38 - 0.43	0.90 - 1.20	0.040	0.040	0.20 - 0.35	0.30 - 0.60	0.30 - 0.50	0.08 - 0.15	
9840	0.38 - 0.43	0.70 - 0.90	0.040	0.040	0.20 - 0.35	0.85 - 1.15	0.70 - 0.90	0.20 - 0.30	
br14	0.10 - 0.15	0.45 - 0.65			0.30 - 0.35	1.65 - 2.00	0.40 - 0.60	0.08 - 0.15	0.05

NOTA :

"Con fines informativos, en la Tabla III se incluye una lista de aceros aleados cuyo uso tiende a desaparecer".



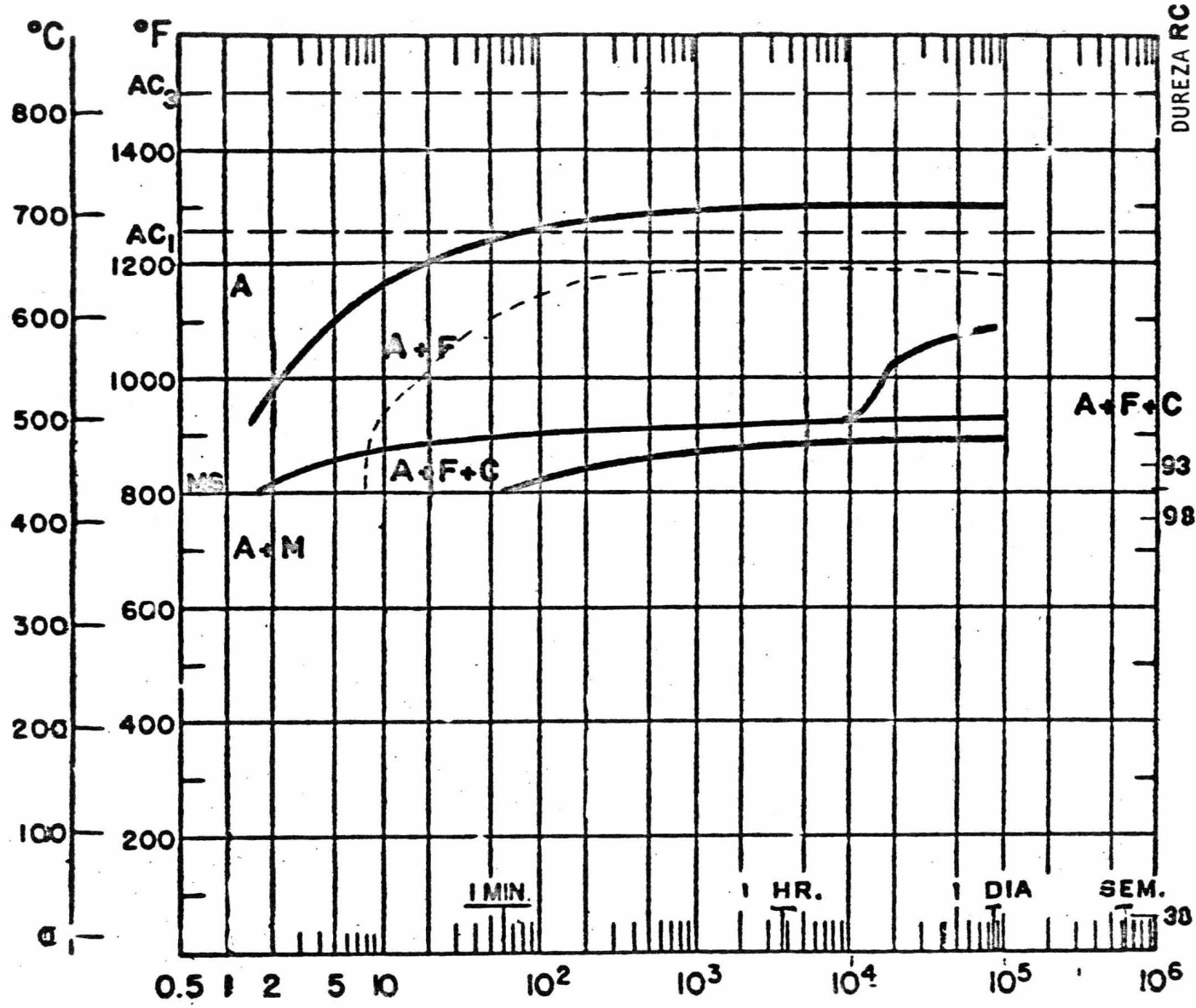
1320

AUSTENIZADO A 925°C
T.G. 7-8

COMPOSICION

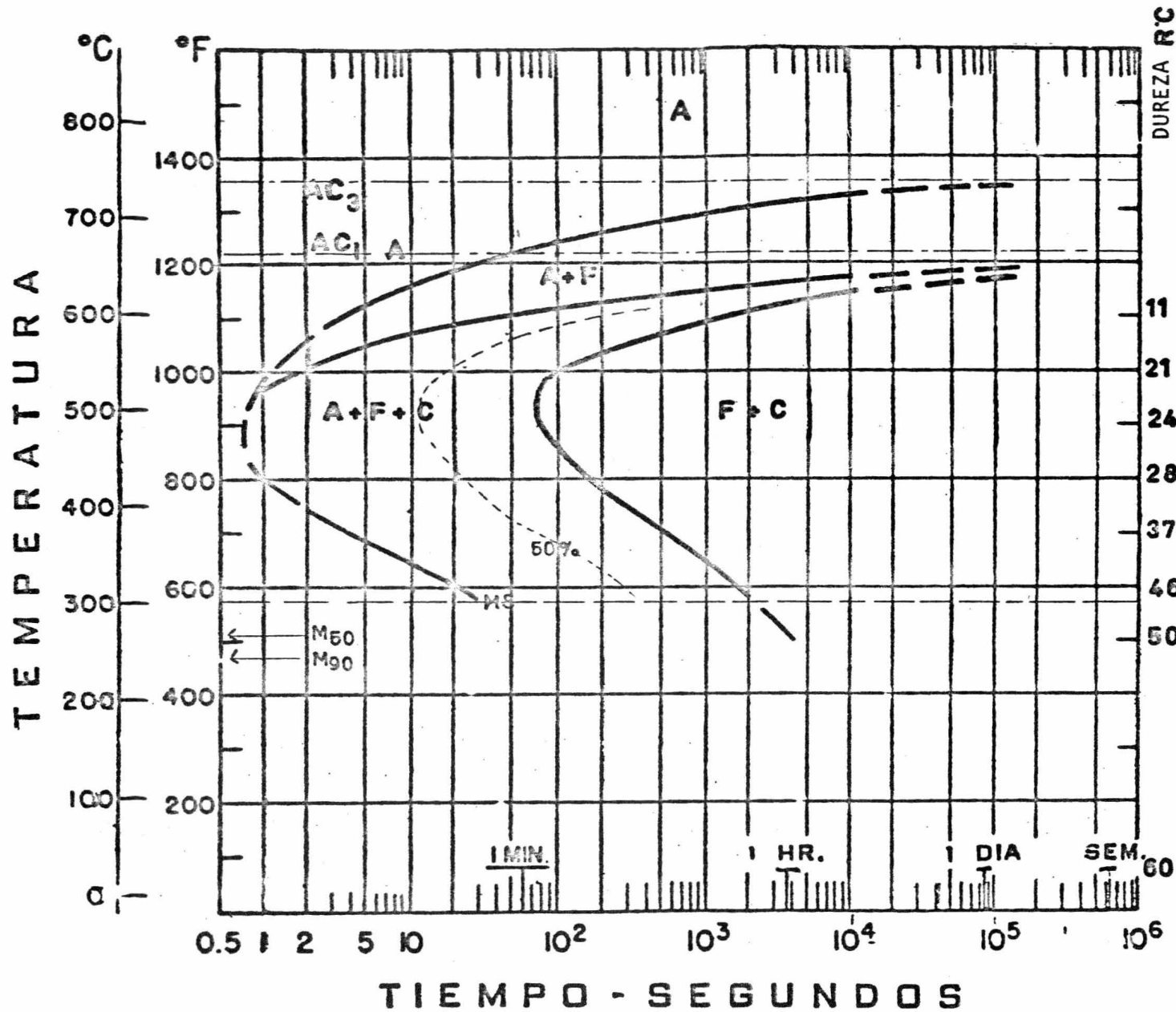
C_ 0.18 - 0.23
Mn. 1.60 - 1.90
P. Max. 0.040
S. Max. 0.040
Si_ 0.20 - 0.35

TEMPERATURA



93 HRB
98.8 HRC
2317
AUSTENIZADO A 900°C
T.G. 10
COMPOSICION
C_ 0.15 - 0.20
Mn_ 0.40 - 0.60
P. Max. 0.040
S. Max. 0.040
Si_ 0.20 - 0.35
Ni_ 3.25 - 3.75

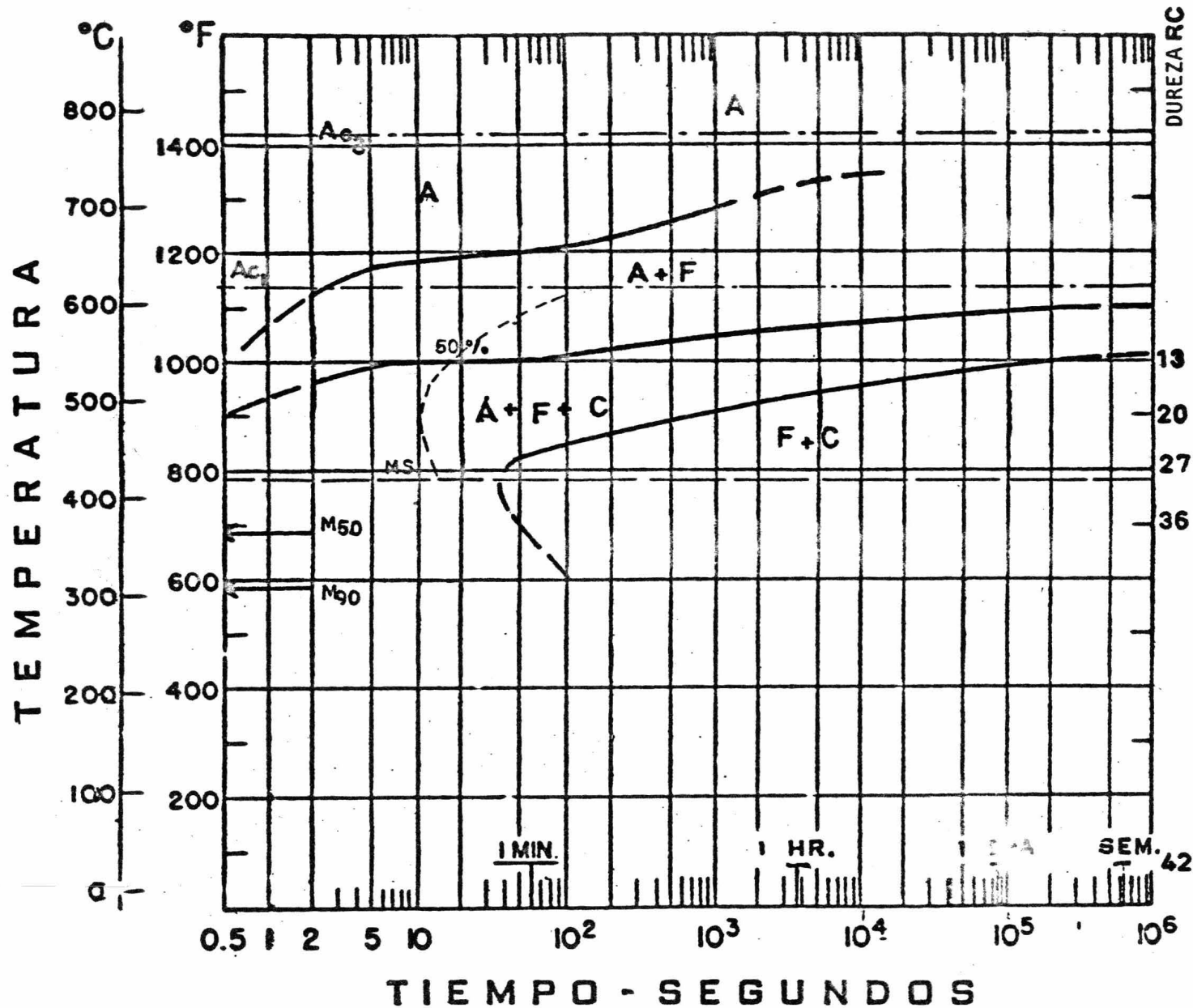
TIEMPO - SEGUNDOS



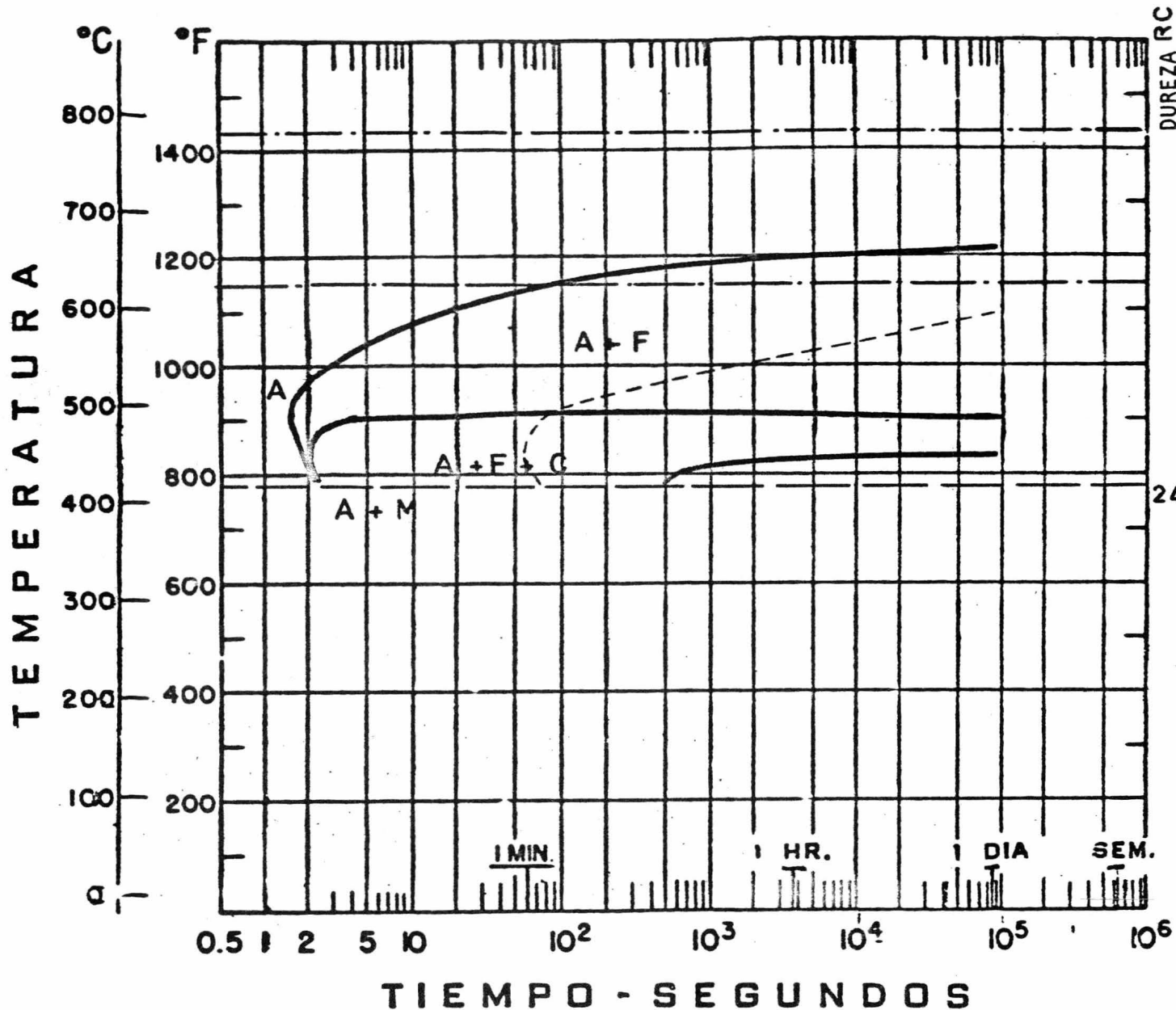
2340
 AUSTENIZADO A 790°C
 T.G. 7-8

COMPOSICION

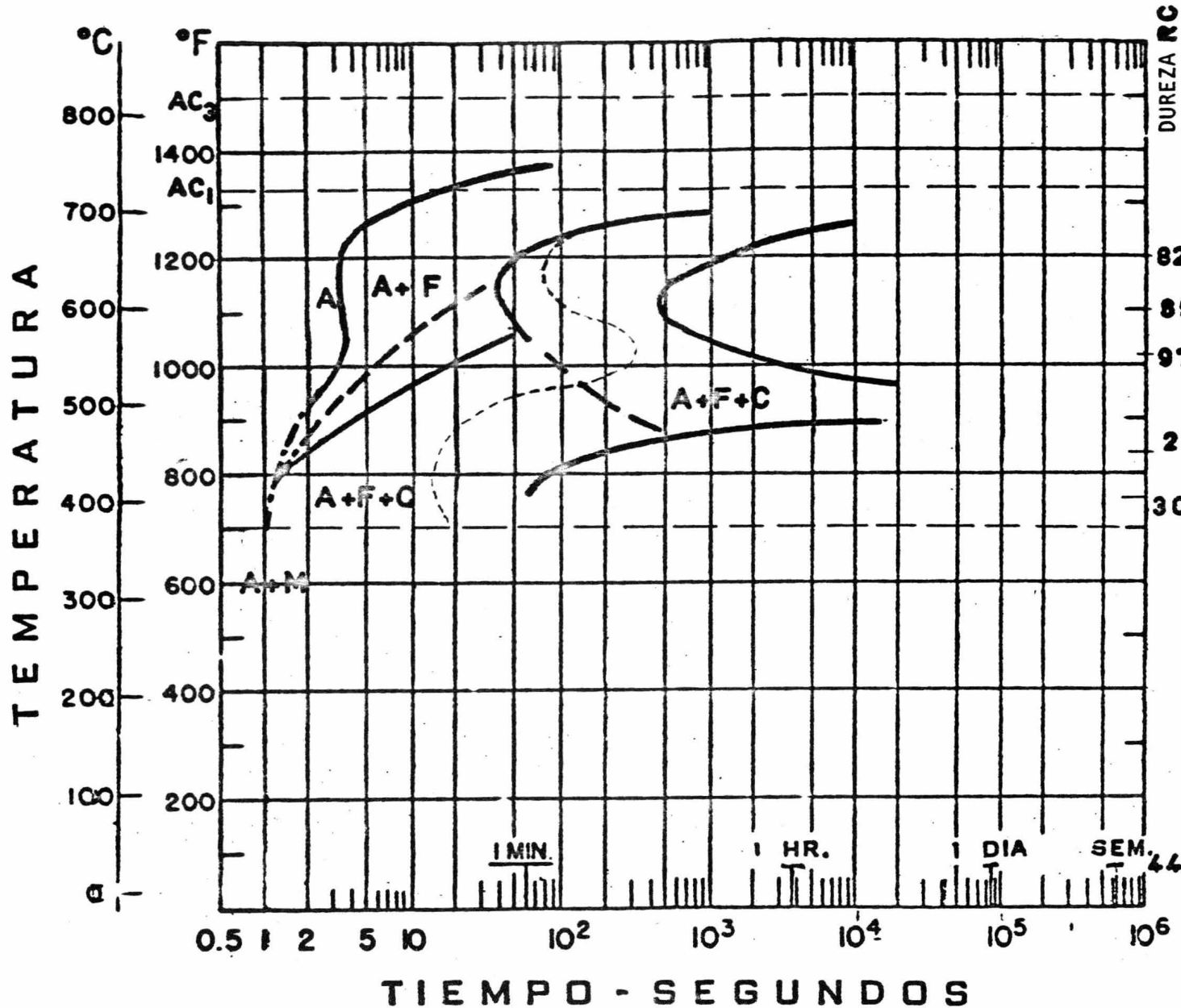
C_ 0.38 - 0.43
 Mn_ 0.70 - 0.90
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20 - 0.35
 Ni_ 3.25 - 3.75



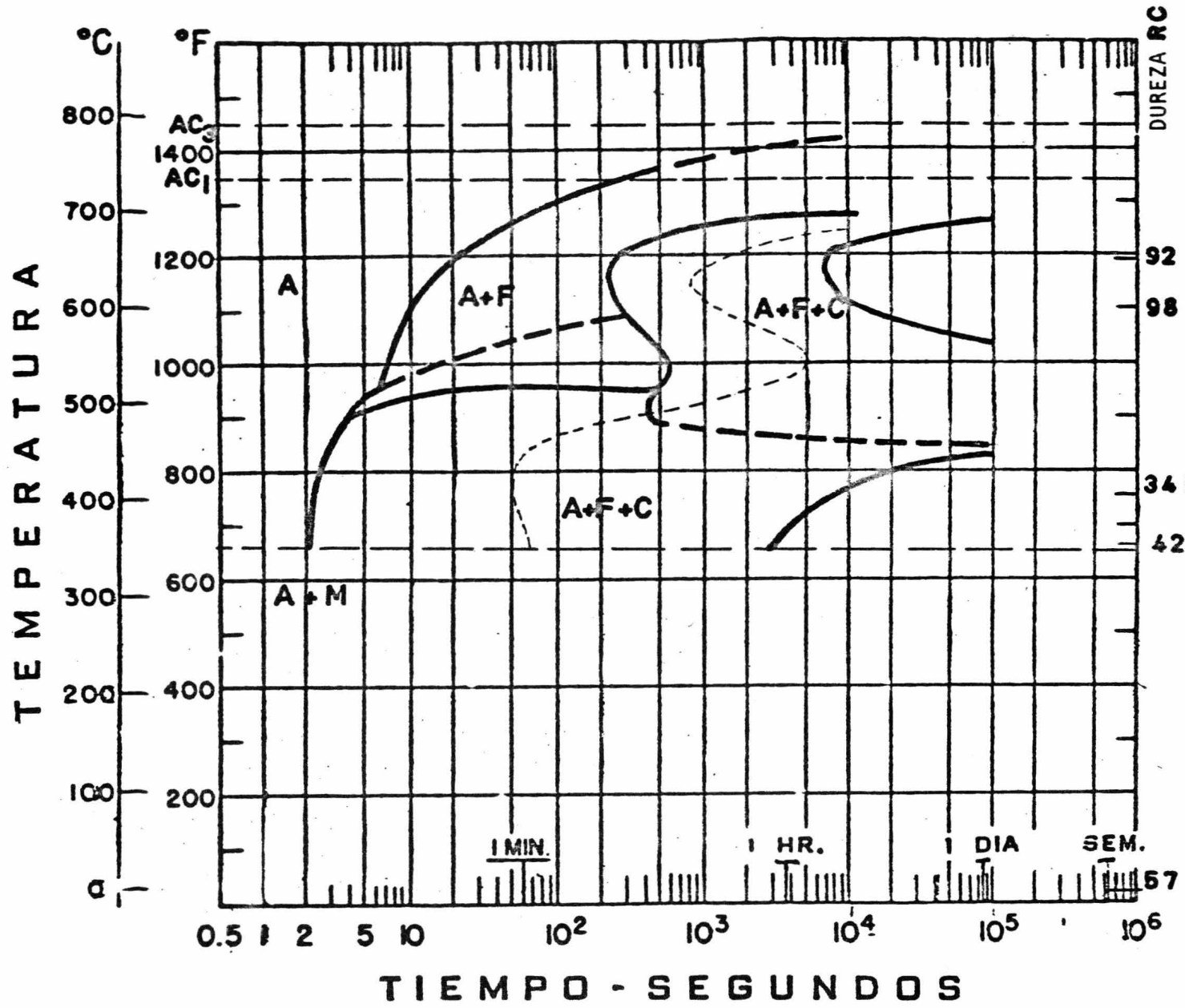
2512
 AUSTENIZADO A 925°C
 T.G. 7-8
 COMPOSICION
 C_ 0.09 - 0.14
 Mn_ 0.45 - 0.60
 P. Max. 0.025
 S. Max. 0.025
 Si_ 0.20 - 0.35
 Ni_ 4.75 - 5.25



AUSTENIZADO A 850°C
 T.G. 10
 COMPOSICION.
 C_ 0.12 - 0.17
 Mn_ 0.40 - 0.60
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20 - 0.35
 Ni_ 4.75 - 5.25



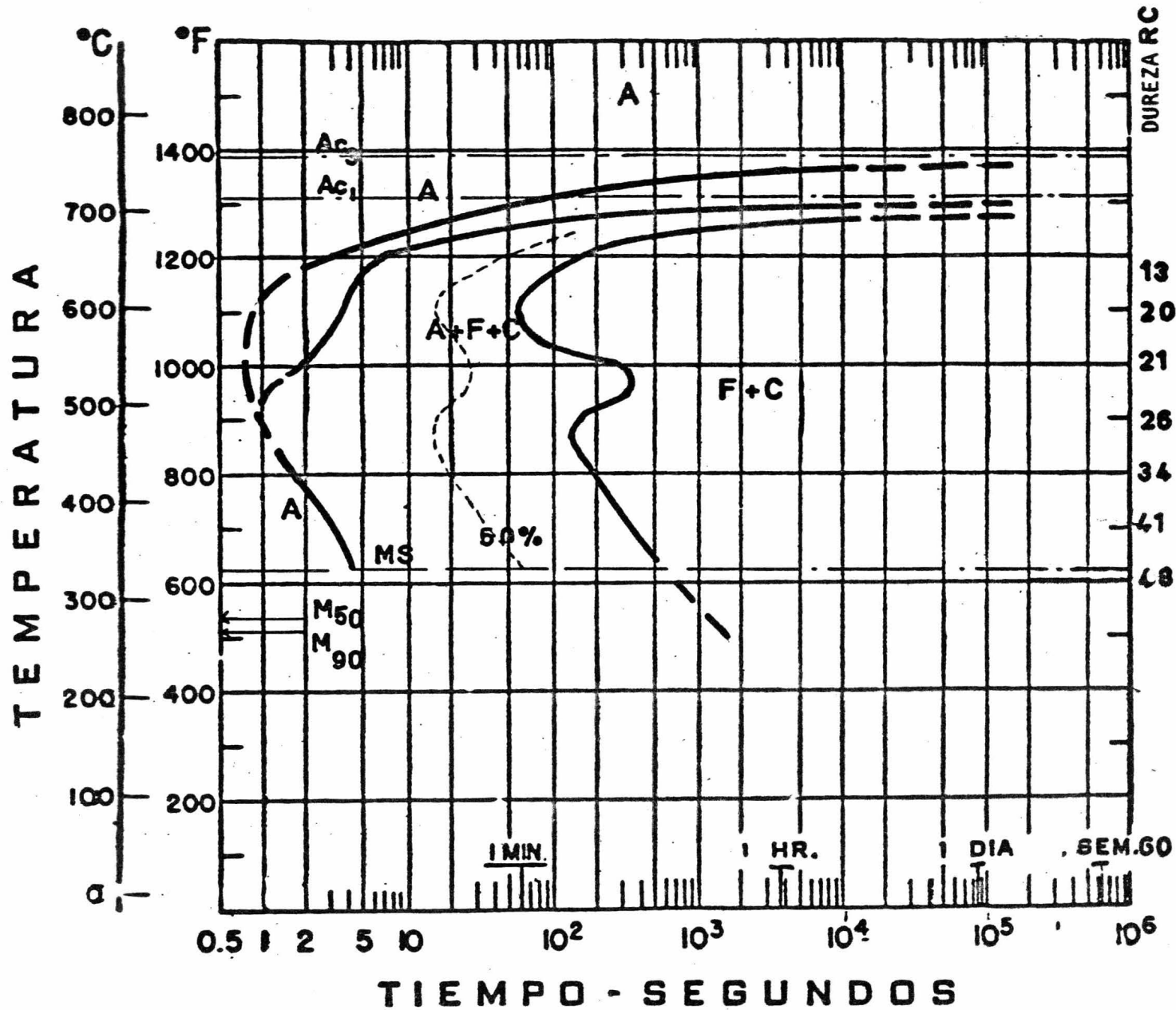
3120
 AUSTENIZADO A 900°C
 T.G. 10-11
 COMPOSICION
 C_ 0.17-0.22
 Mn_ 0.60-0.80
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20-0.35
 Ni_ 1.10-1.40
 Cr_ 0.55-0.75



42 AUSTENIZADO A 850°C
T.G. 10-11

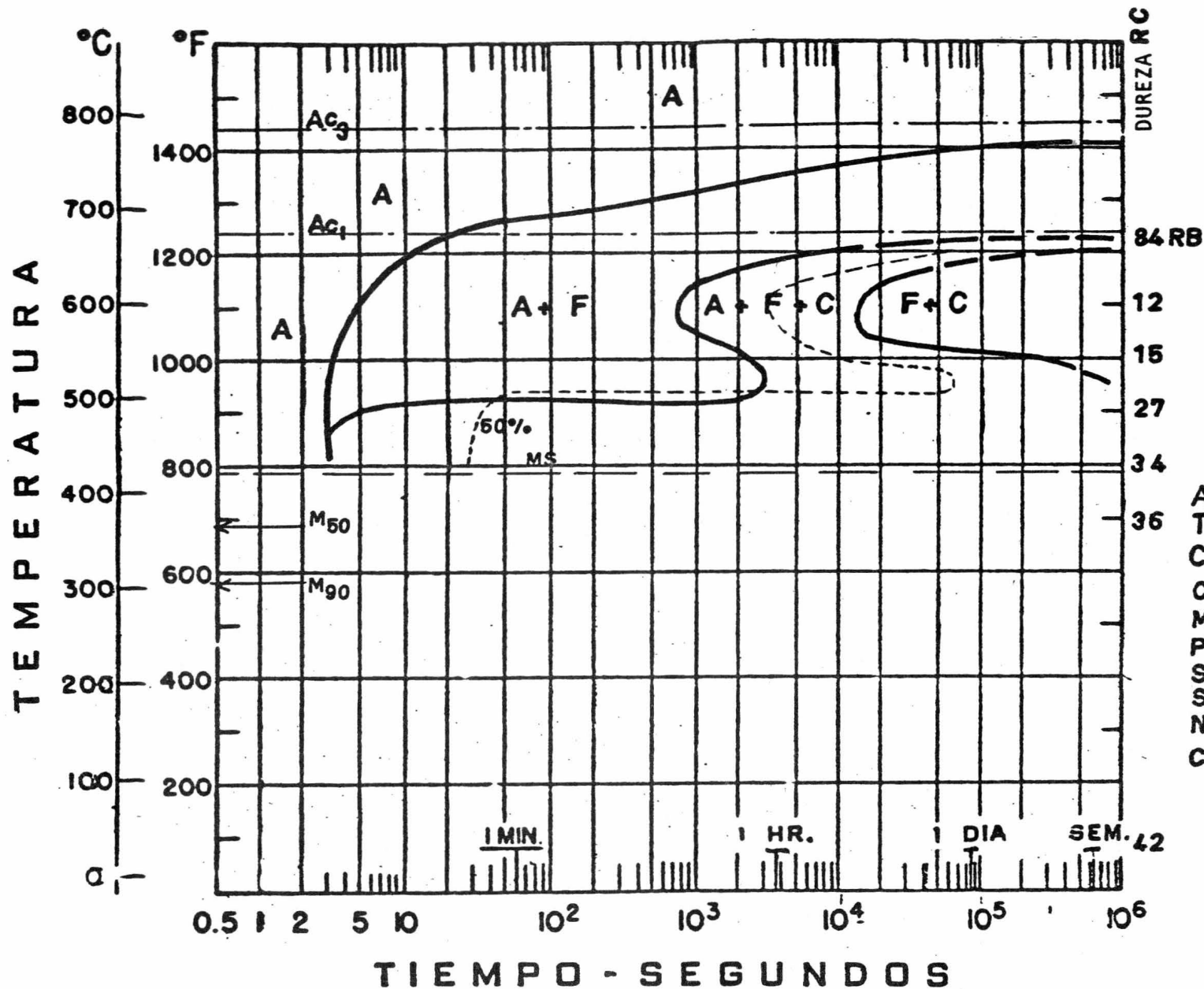
COMPOSICION

- C_ 0.28 - 0.33
- Mn_ 0.60 - 0.80
- P. Max. 0.040
- S. Max. 0.040
- Si_ 0.20 - 0.35
- Ni_ 1.10 - 1.40
- Cr_ 0.55 - 0.75

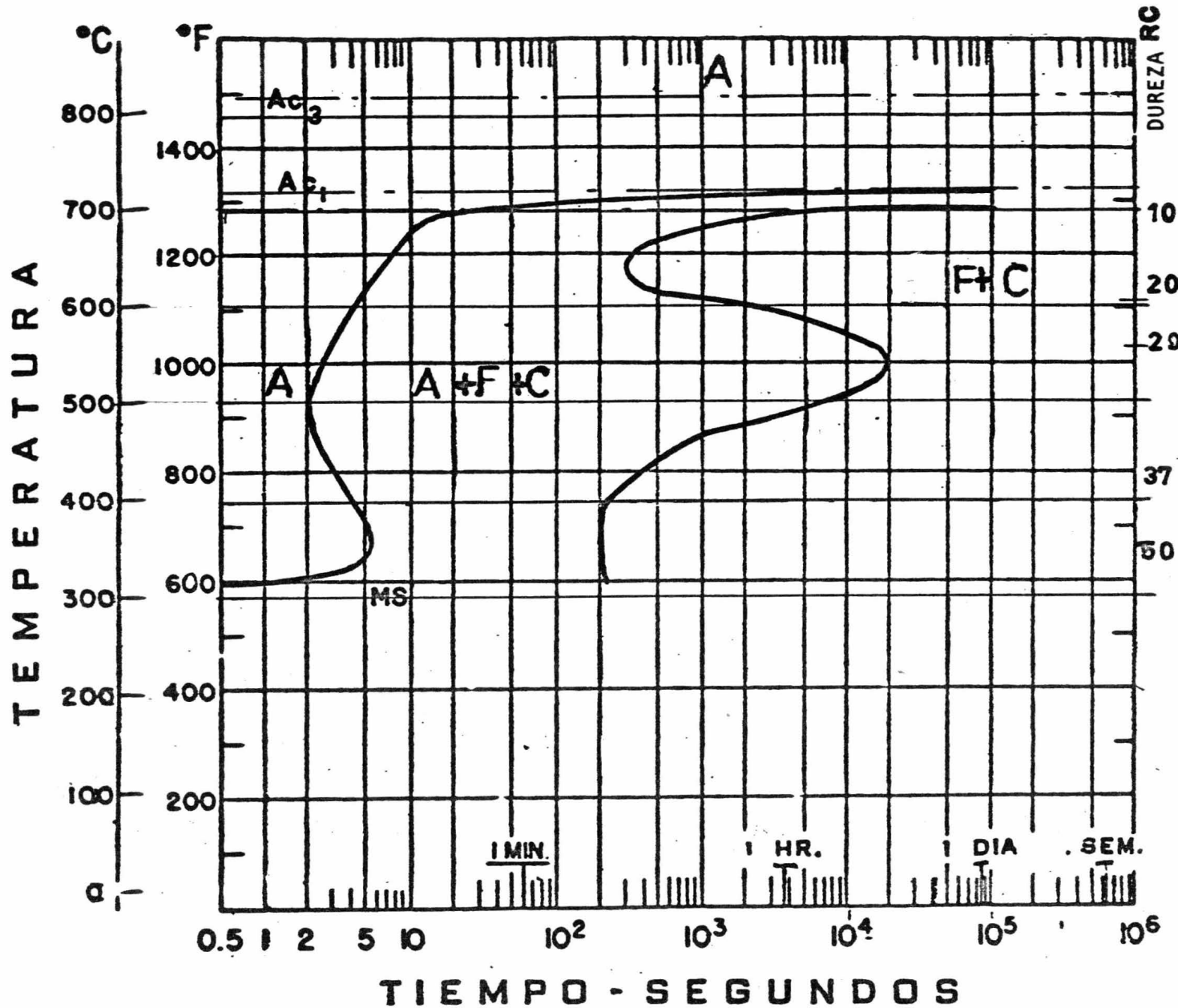


3140
 AUSTENIZADO A845°C
 T.G. 7-8

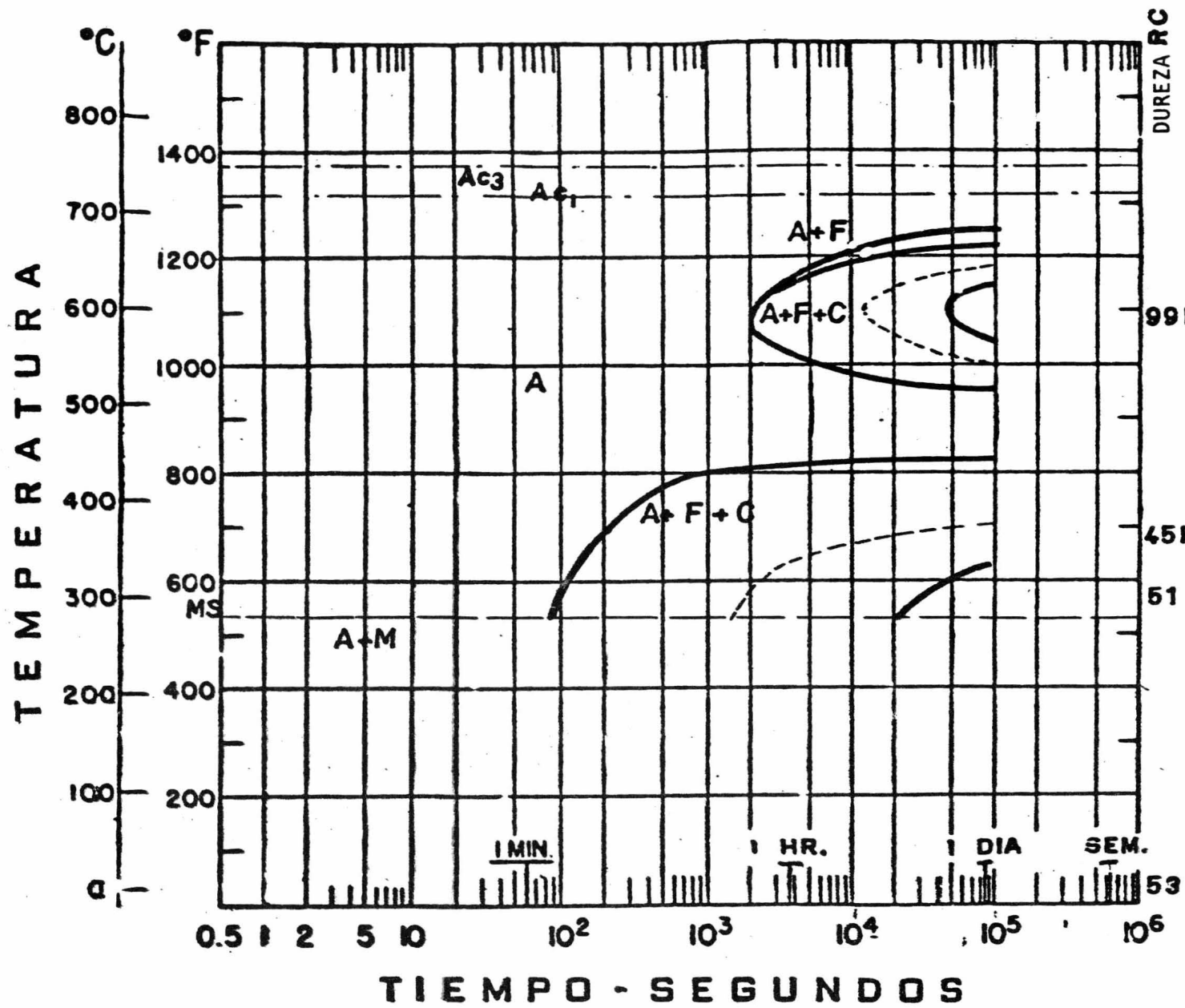
COMPOSICION
 C_ 0.38 - 0.43
 Mn_ 0.70 - 0.90
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20 - 0.35
 Ni_ 1.10 - 1.40
 Cr_ 0.55 - 0.75



3310
 AUSTENIZADO A 900°C
 T.G. 9
 COMPOSICION
 C_ 0.08 - 0.13
 Mn_ 0.45 - 0.60
 P. Max. 0.025
 S. Max. 0.025
 Si_ 0.20 - 0.35
 Ni_ 3.25 - 3.75
 Cr_ 1.40 - 1.75

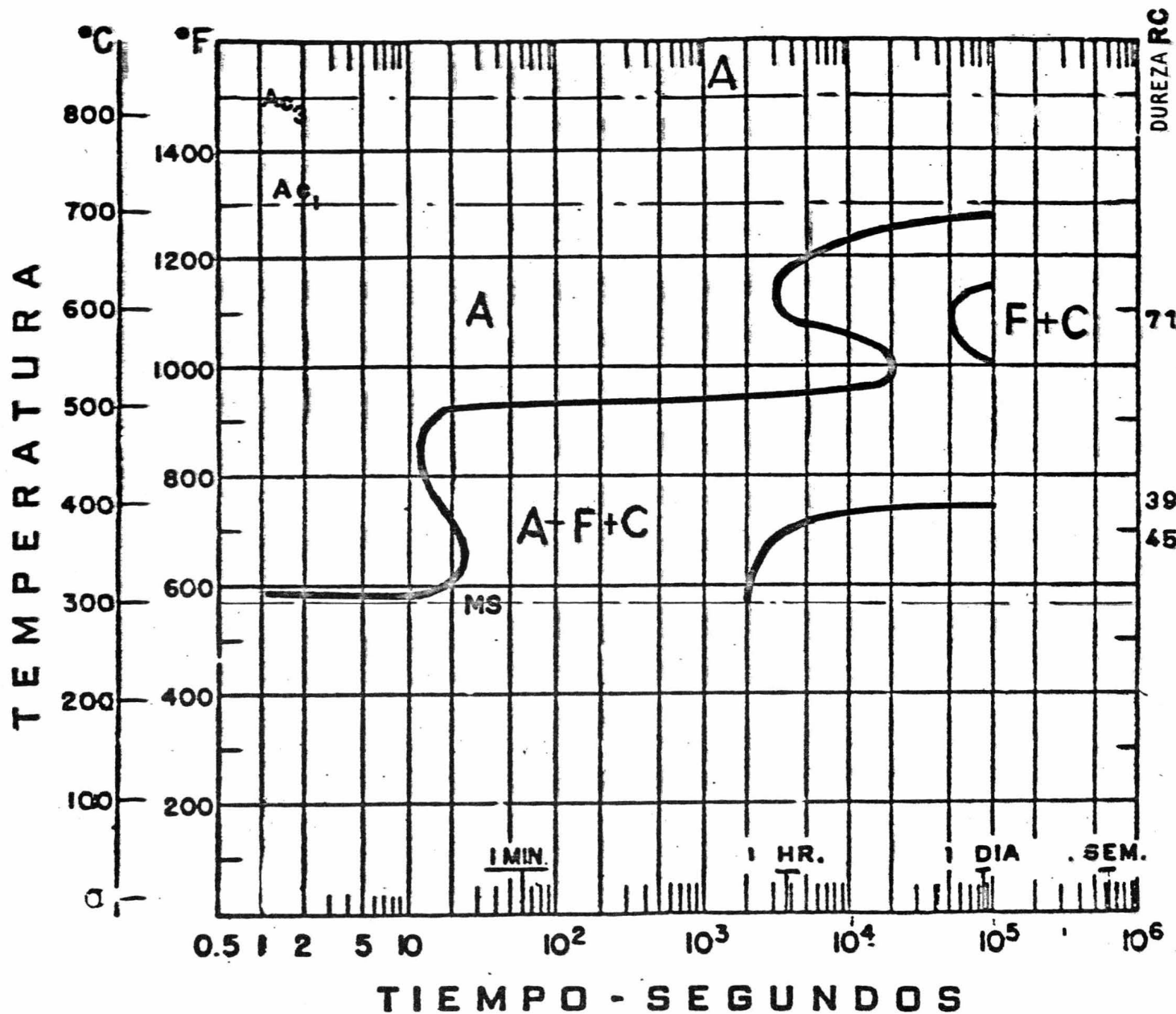


3325
 AUSTENIZADO A 850°C
 T.G. 7-8
 COMPOSICION
 C - 0.20 - 0.30
 Mn - 0.30 - 0.60
 P.Max. 0.040
 S.Max. 0.050
 Si - 0.15 - 0.30
 Ni - 3.25 - 3.75
 Cr - 1.25 - 1.75



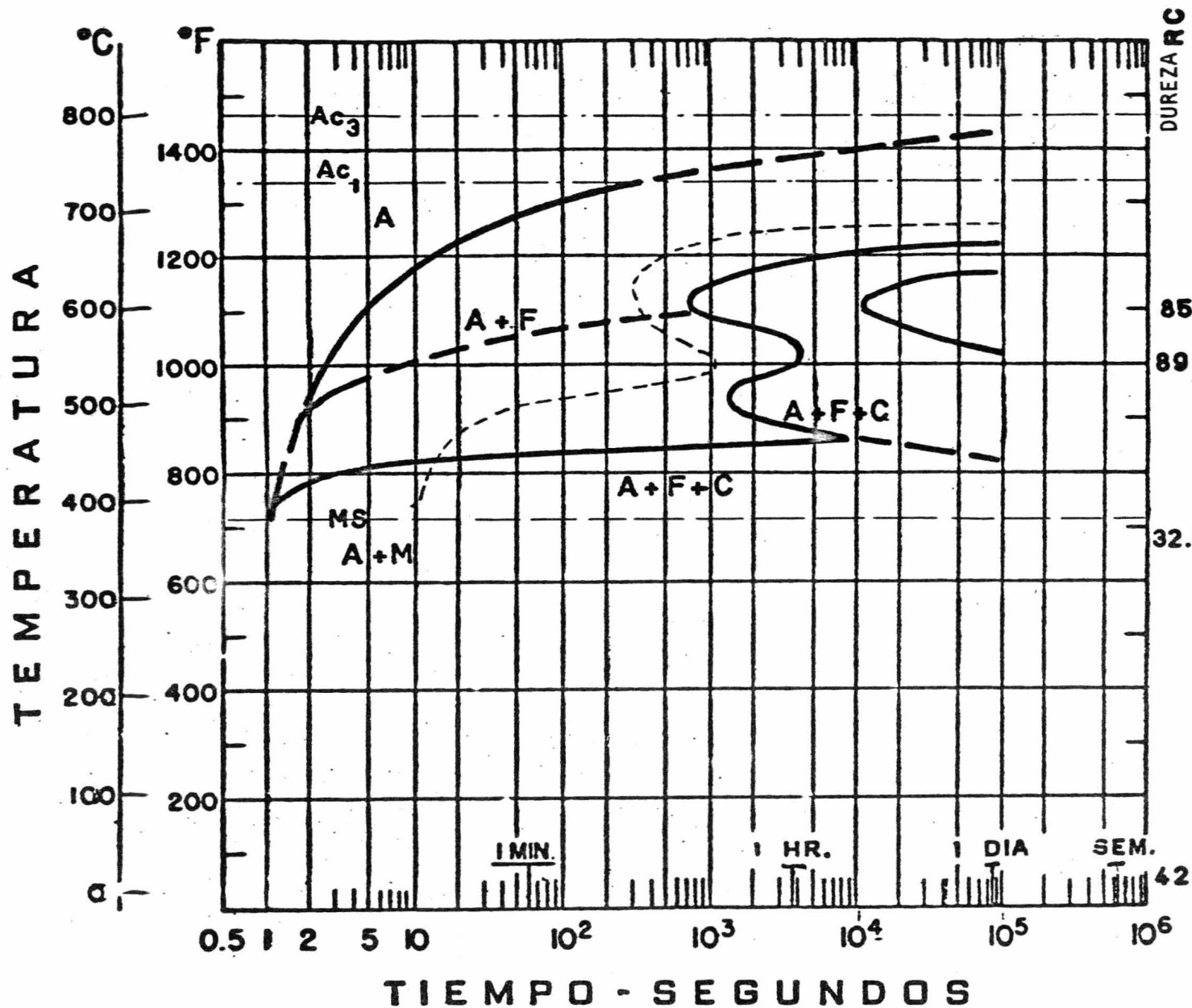
99 HRB
 45 HRC 33 35
 AUSTENIZADO A 925°C
 T.G. 7-6

COMPOSICION
 C_ 0.30 - 0.40
 Mn_ 0.30 - 0.40
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.050
 Si_ 0.15 - 0.30
 Ni_ 3.25 - 3.75
 Cr_ 1.25 - 1.75

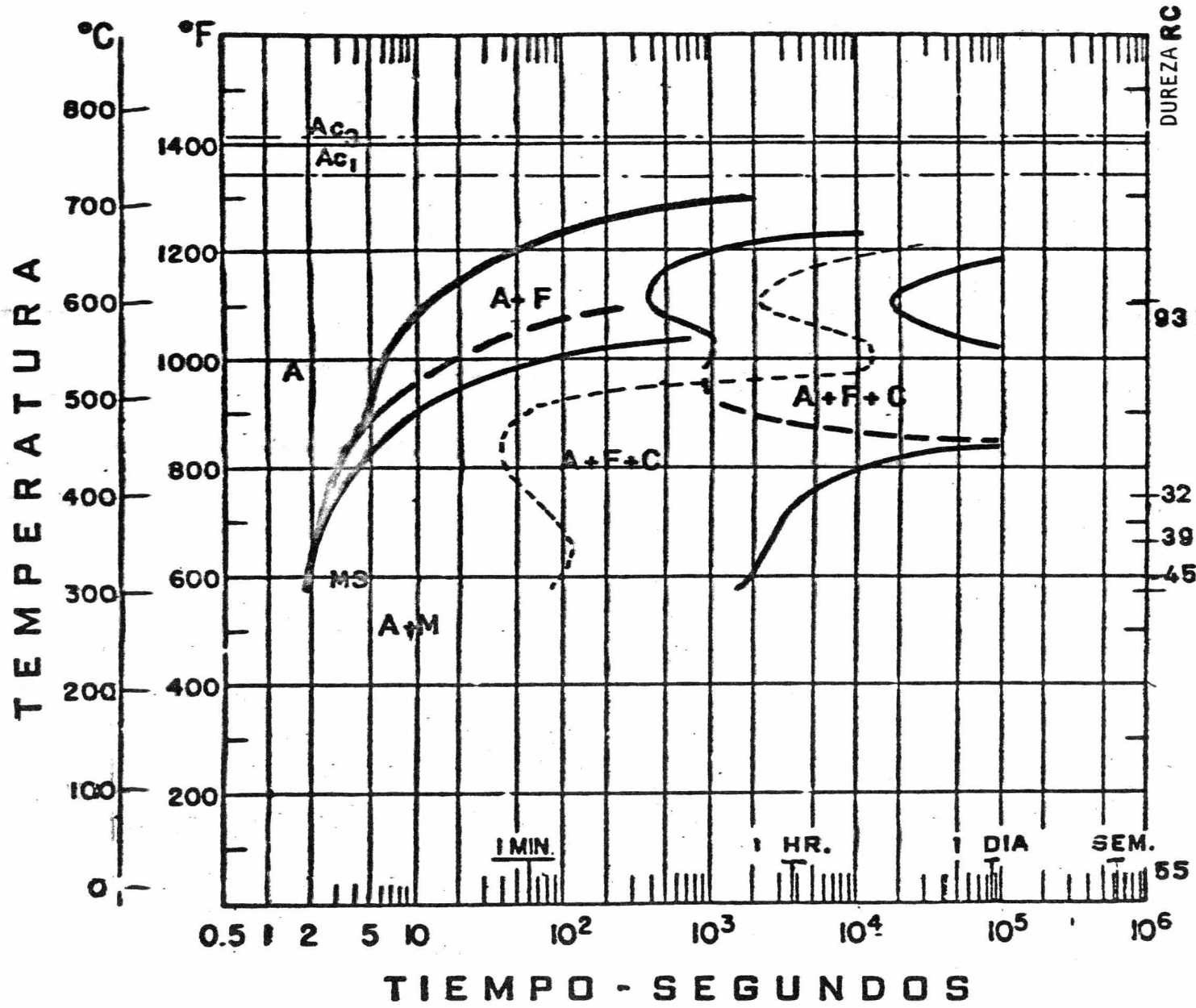


3340
 AUSTENIZADO A 825°C
 T. G. 7

COMPOSICION
 C _ 0.35 - 0.45
 Mn _ 0.30 - 0.60
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.050
 Si _ 0.15 - 0.30
 Ni _ 3.25 - 3.75
 Cr _ 1.25 - 1.75

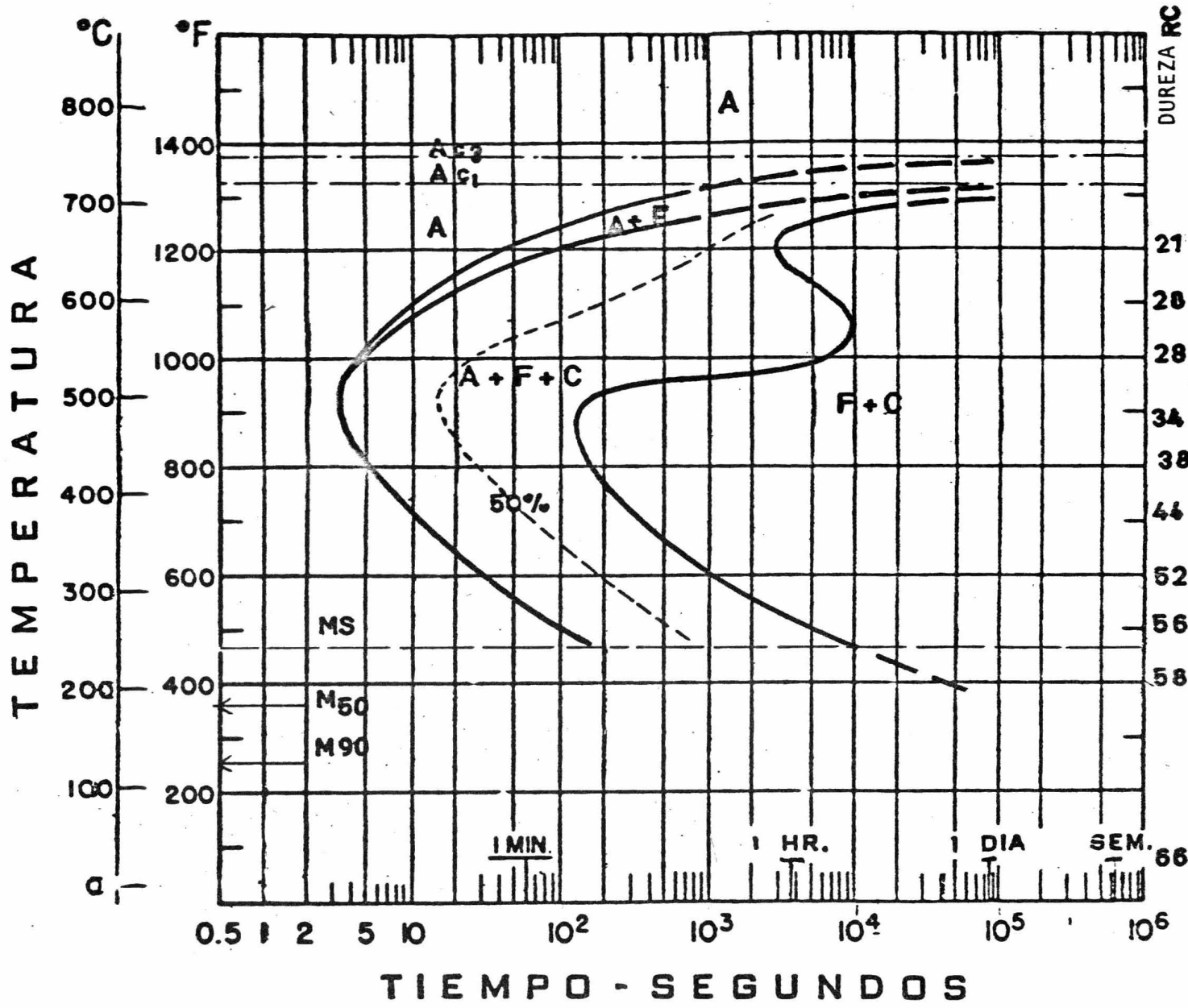


AUSTENIZADO A 850°C
T.G. 9-11
COMPOSICION
C_ 0.10 - 0.20
Mn_ 0.30 - 0.60
P. Max. 0.040
S. Max. 0.050
Si_ 0.15 - 0.30
Ni_ 2.75 - 3.25
Cr_ 0.70 - 0.95

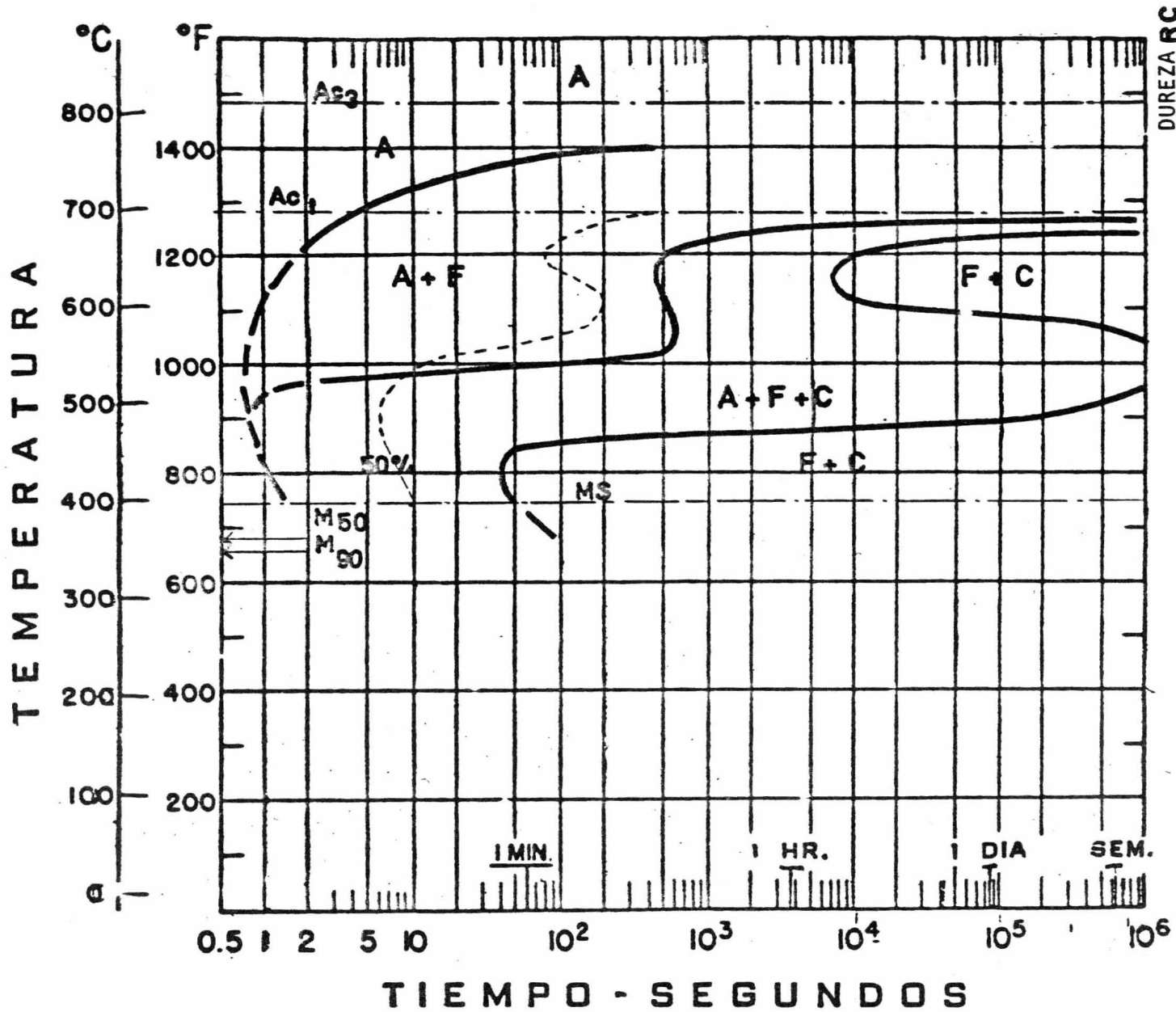


93 HRB
 32 HRC 34 35
 39 AUSTENIZADO A 850°C
 45 T.G. 12.

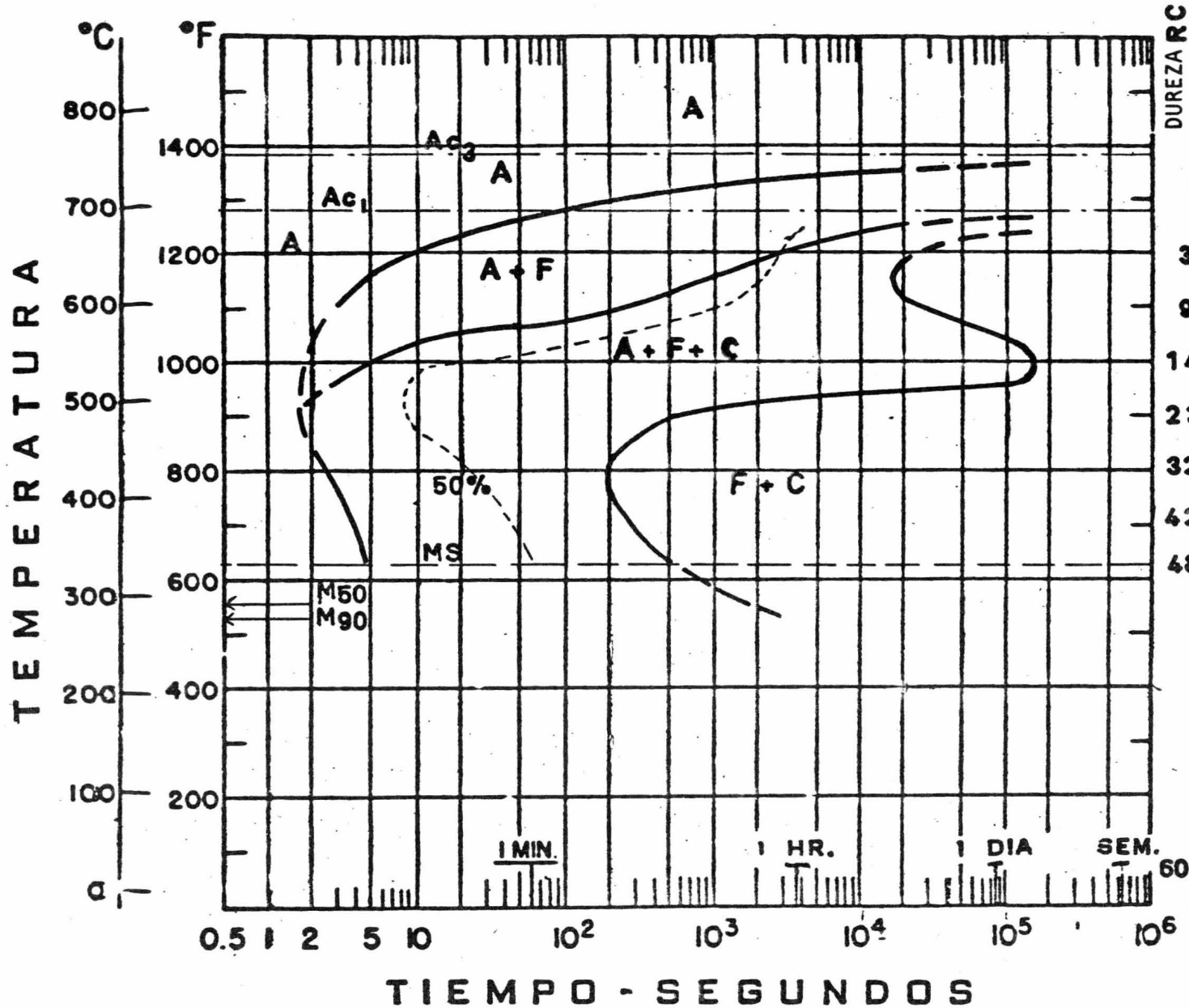
COMPOSICION
 C_ 0.30 - 0.40
 Mn_ 0.30 - 0.60
 P.Max. 0.040
 S.Max. 0.050
 Si_ 0.15 - 0.30
 Ni_ 2.75 - 3.25
 Cr_ 0.60 - 0.95



4068
 AUSTENIZADO A 900°C
 T.G. 7-8
 COMPOSICION
 C_ 0.63 - 0.70
 Mn_ 0.75 - 1.00
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20 - 0.35
 Mo_ 0.20 - 0.30



4317
 AUSTENIZADO A 925°C
 T.G. 7.
 COMPOSICION
 C_ 0.15-0.20
 Mn_ 0.45-0.65
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.040
 Si_ 0.20-0.35
 Ni_ 1.65-2.00
 Cr_ 0.40-0.60
 Mo_ 0.20-0.30



4640

AUSTENIZADO A 845°C

T.G. 7-8

COMPOSICION

C_ 0.38 - 0.43

Mn_ 0.60 - 0.80

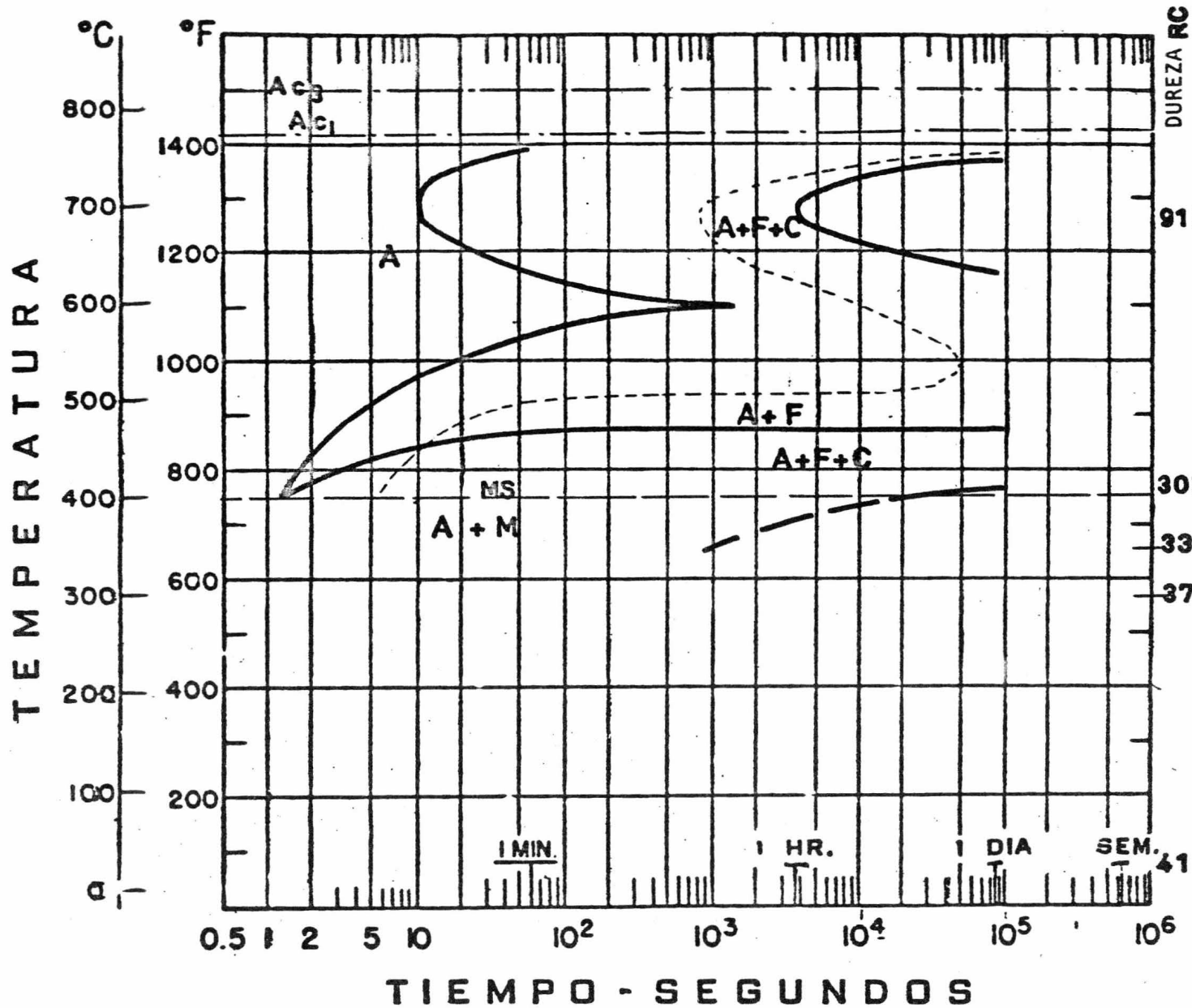
P. Max. 0.040

S. Max. 0.040

Si_ 0.20 - 0.35

Ni_ 1.65 - 2.00

Mo_ 0.20 - 0.30



6125

AUSTENIZADO A 950°C

T.G. 9-11

COMPOSICION

C- 0.20-0.30

Mn- 0.70-0.90

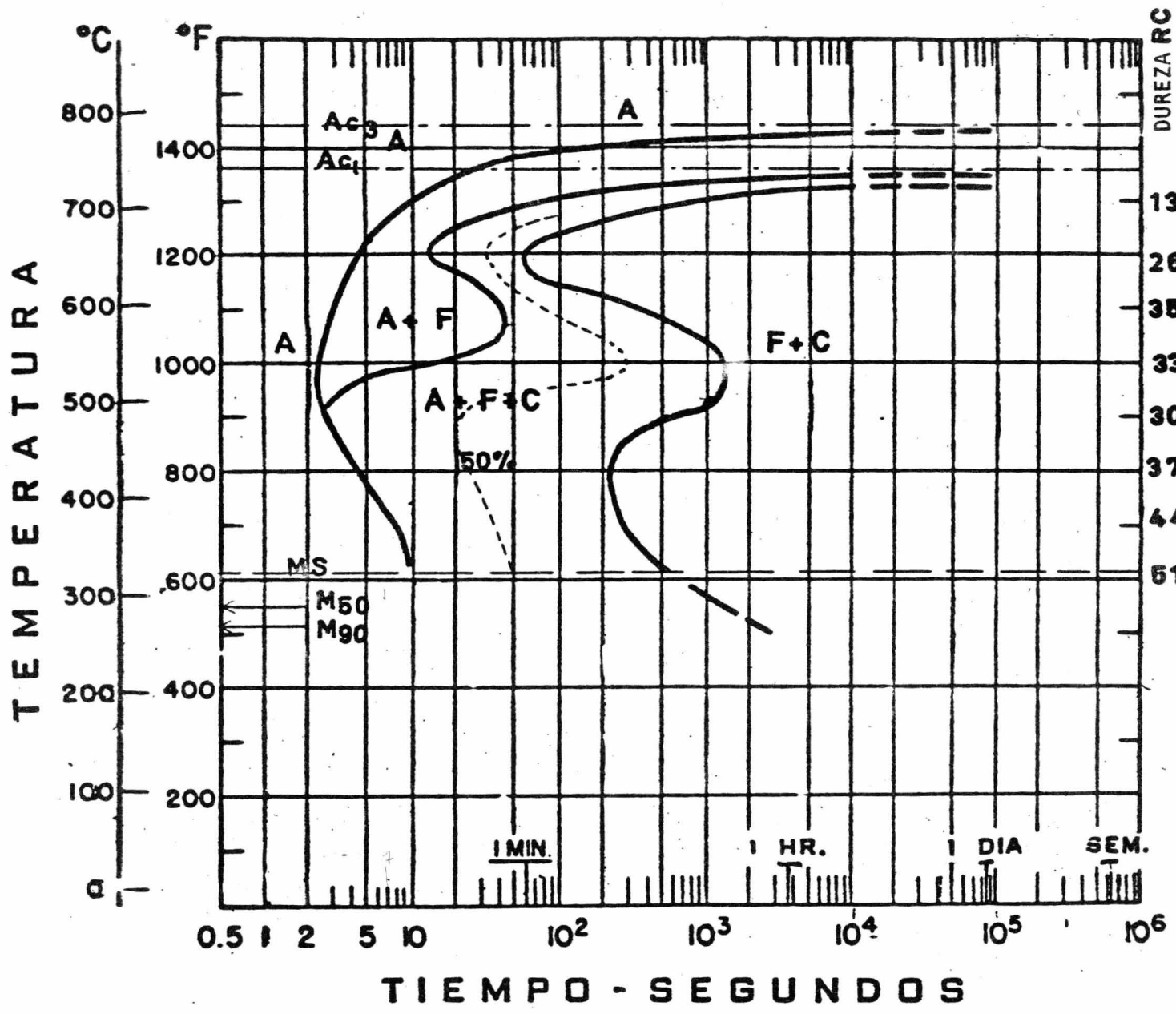
P.Max. 0.040

S.Max. 0.050

Si- 0.15-0.30

Cr- 0.80-1.10

N.- 0.15



6145

AUSTENIZADO A 845°C

T. G. 8

COMPOSICION

C_ 0.43 - 0.48

Mn_ 0.70 - 0.90

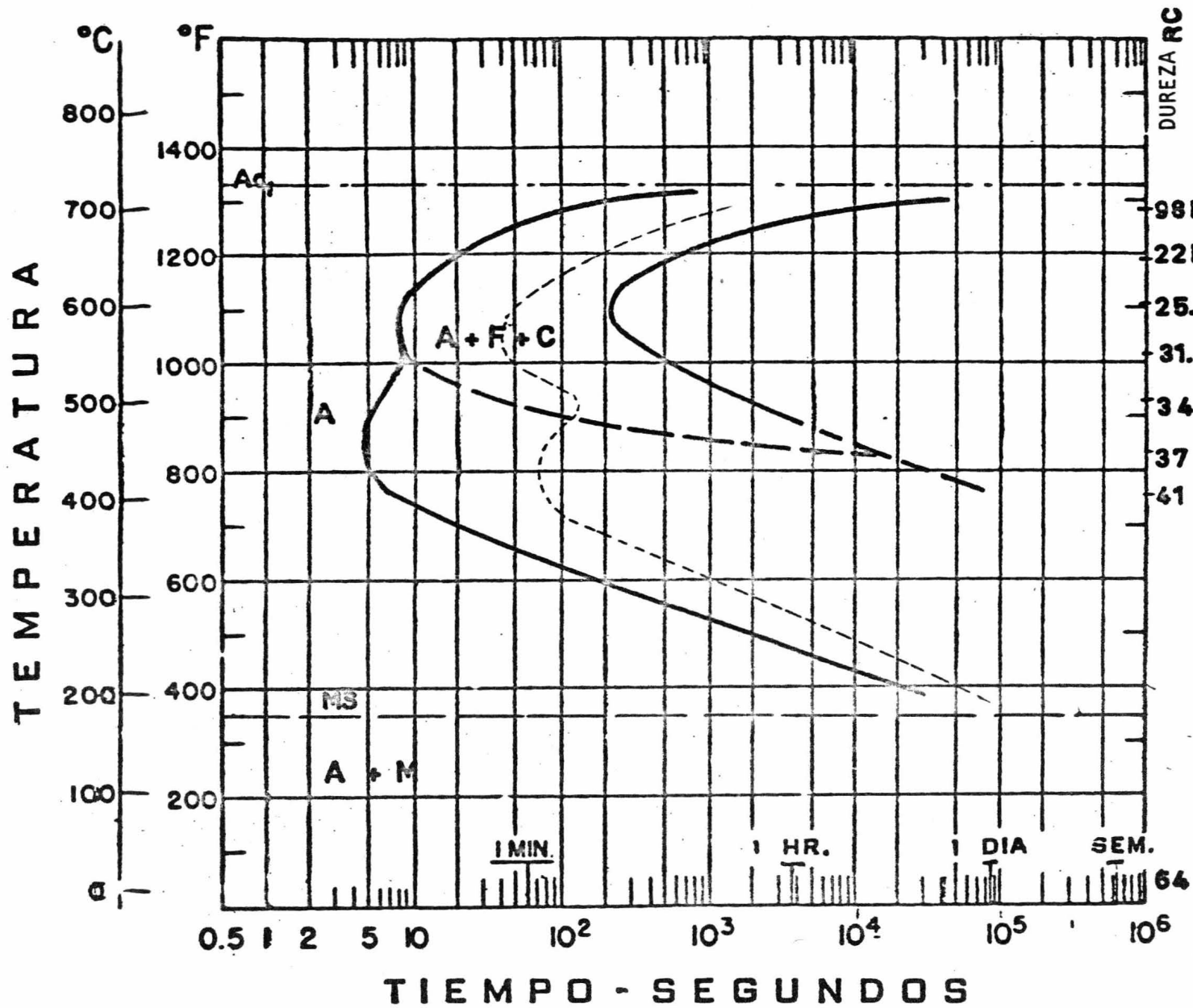
P. Max. 0.040

S. Max. 0.050

Si_ 0.20 - 0.35

Cr_ 0.80 - 1.10

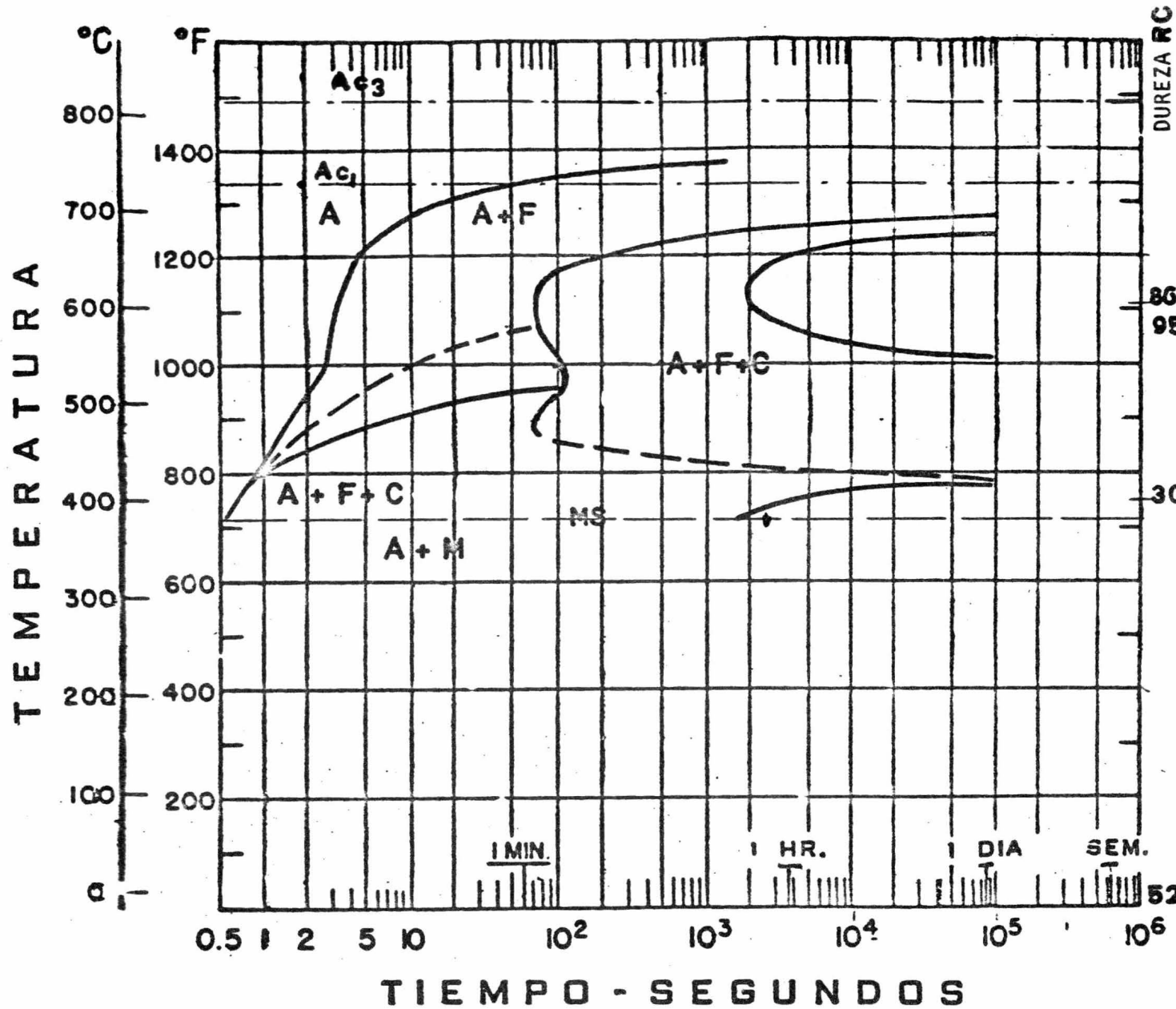
V._ 0.15

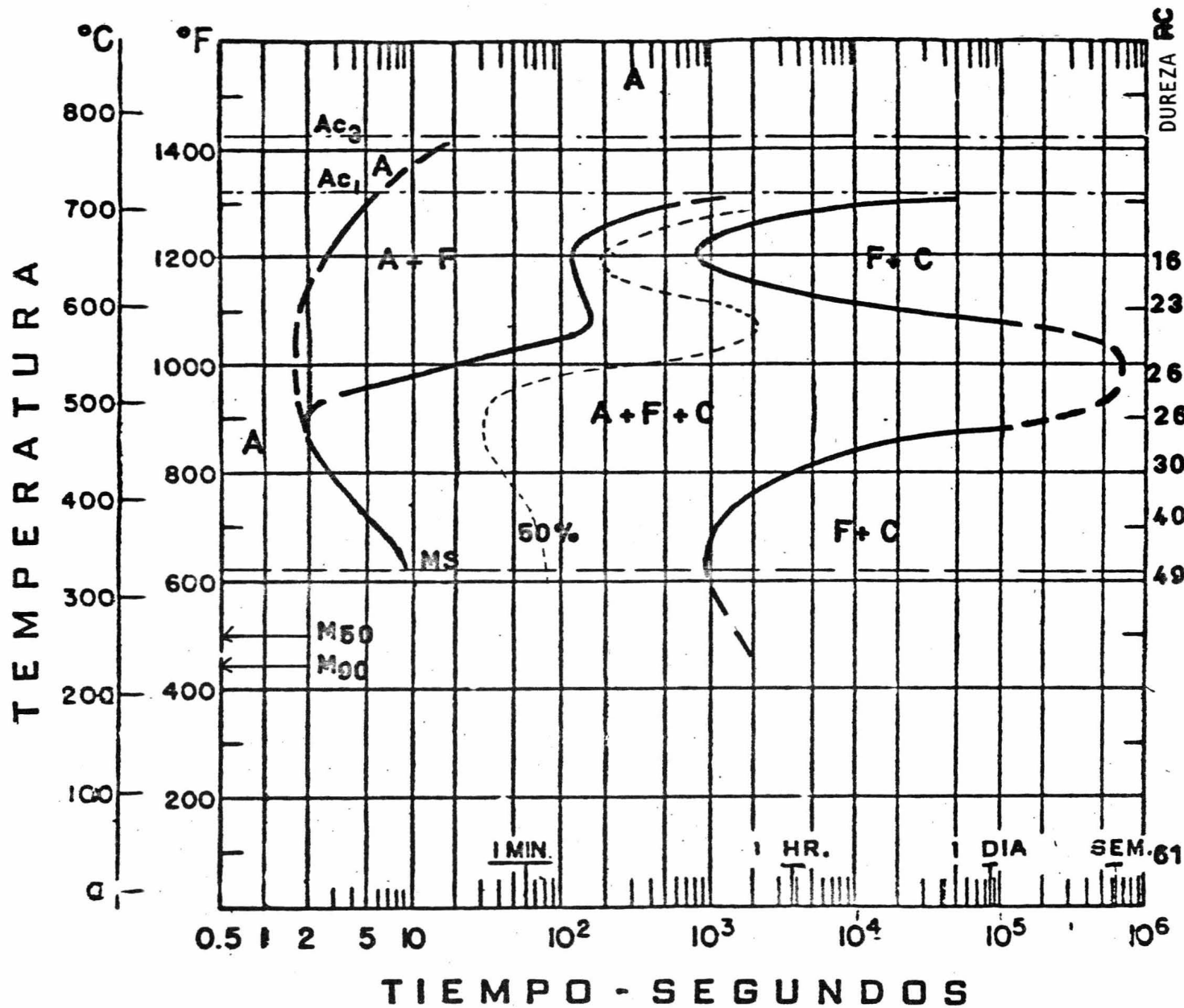


6195
 AUSTENIZADO A 800°C
 T.G. 12.

COMPOSICION

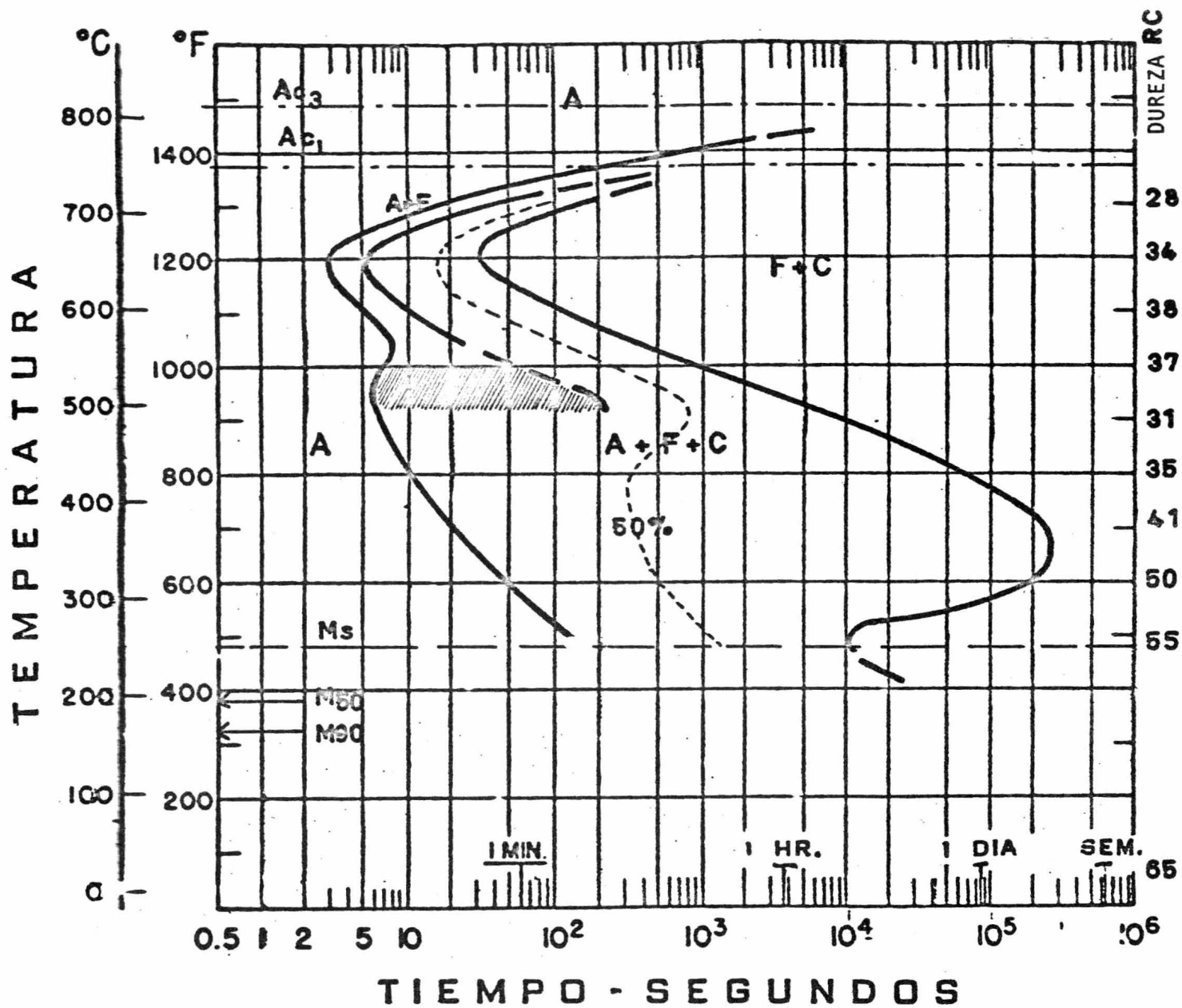
C	0.90 - 1.05
Mn	0.20 - 0.45
P. Max.	0.030
S. Max.	0.035
Si	0.15 - 0.30
Cr	0.80 - 1.10
V	0.15



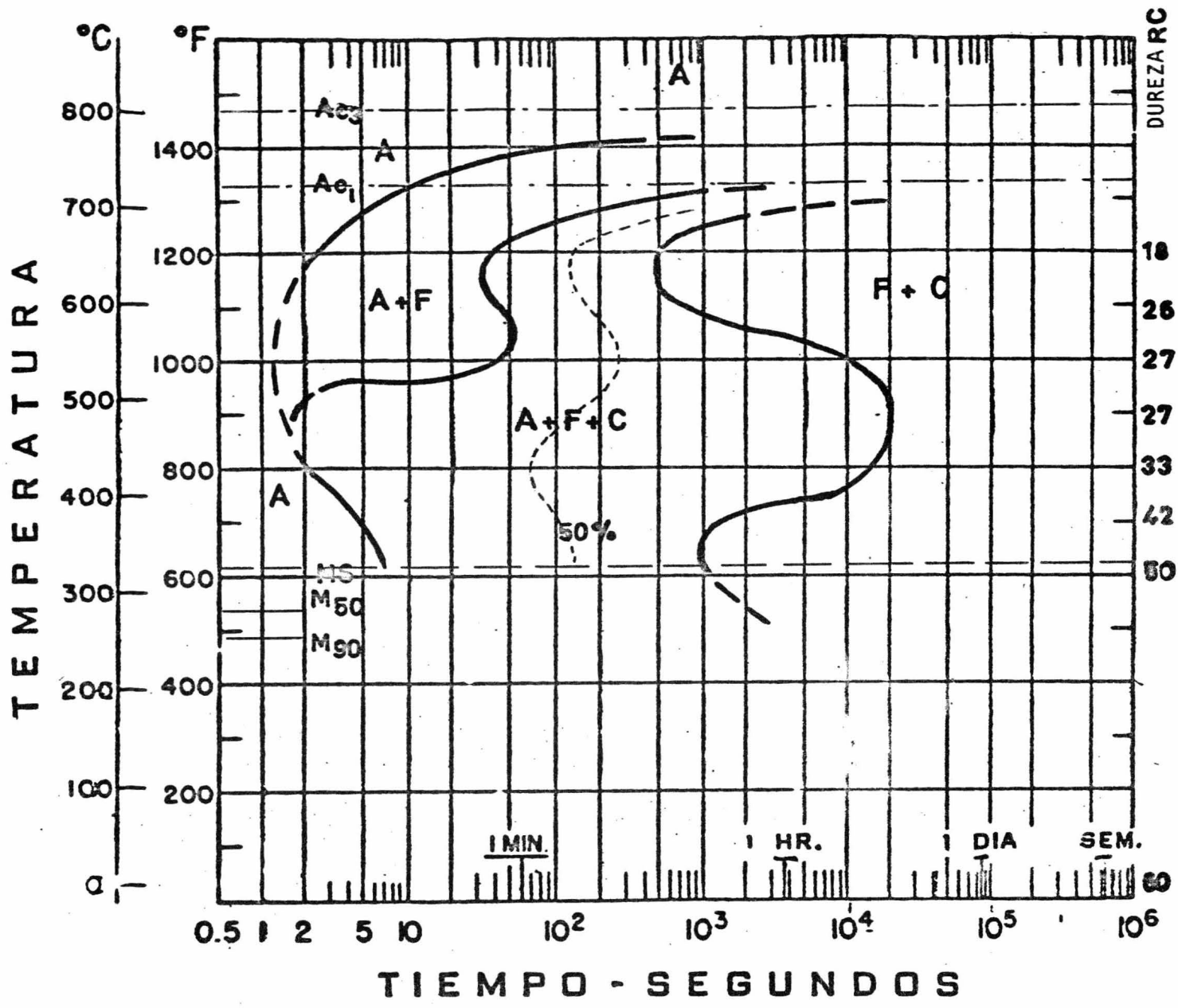


8745
 AUSTENIZADO A 845°C
 T.G. 9-10

COMPOSICION
 C - 0.43 - 0.48
 Mn. 0.75 - 1.00
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.040
 Si - 0.20 - 0.35
 Ni - 0.40 - 0.70
 Cr - 0.40 - 0.60
 Mo - 0.20 - 0.30



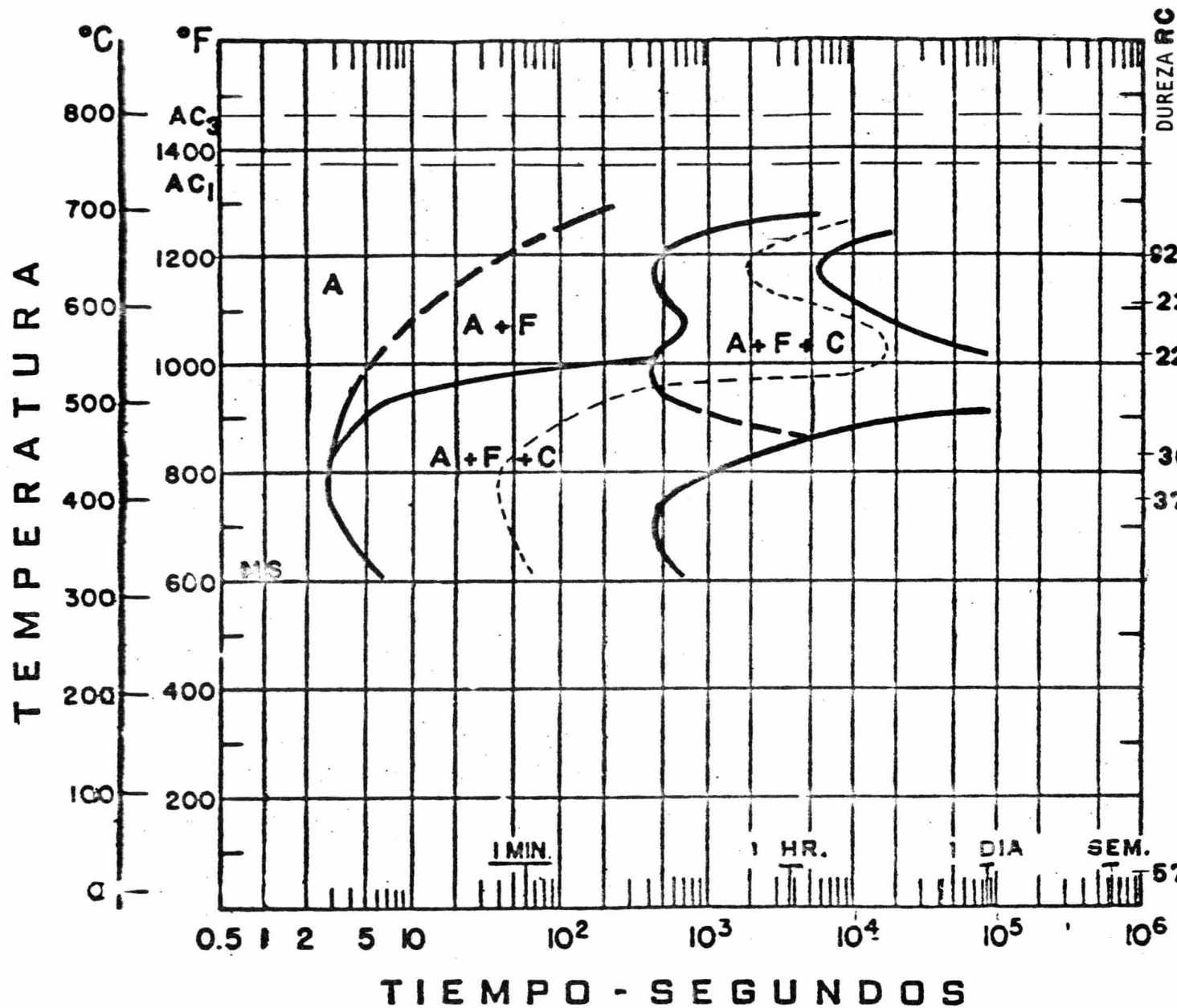
9261
 AUSTENIZADO A 870°
 T.G. 6-7
 COMPOSICION
 C - 0.55 - 0.65
 Mn. 0.75 - 1.00
 P. Max. 0.040
 S. Max. 0.040
 Si - 1.80 - 2.20
 Cr. 0.10 - 0.25



9 4 4 0
 AUSTENIZADO A 860°C
 T.G. 10-11

COMPOSICIÓN

- C_ 0.38 - 0.43
- Mn_ 0.90 - 1.20
- P.Max. 0.040
- S.Max. 0.040
- Si_ 0.20 - 0.35
- Ni_ 0.30 - 0.60
- Cr_ 0.30 - 0.50
- Mo_ 0.08 - 0.15



98 4 0
AUSTENIZADO A 850°C
T.G. 8.

COMPOSICION

C_ 0.38 - 0.43

Mn_ 0.70 - 0.90

P.Max. 0.040

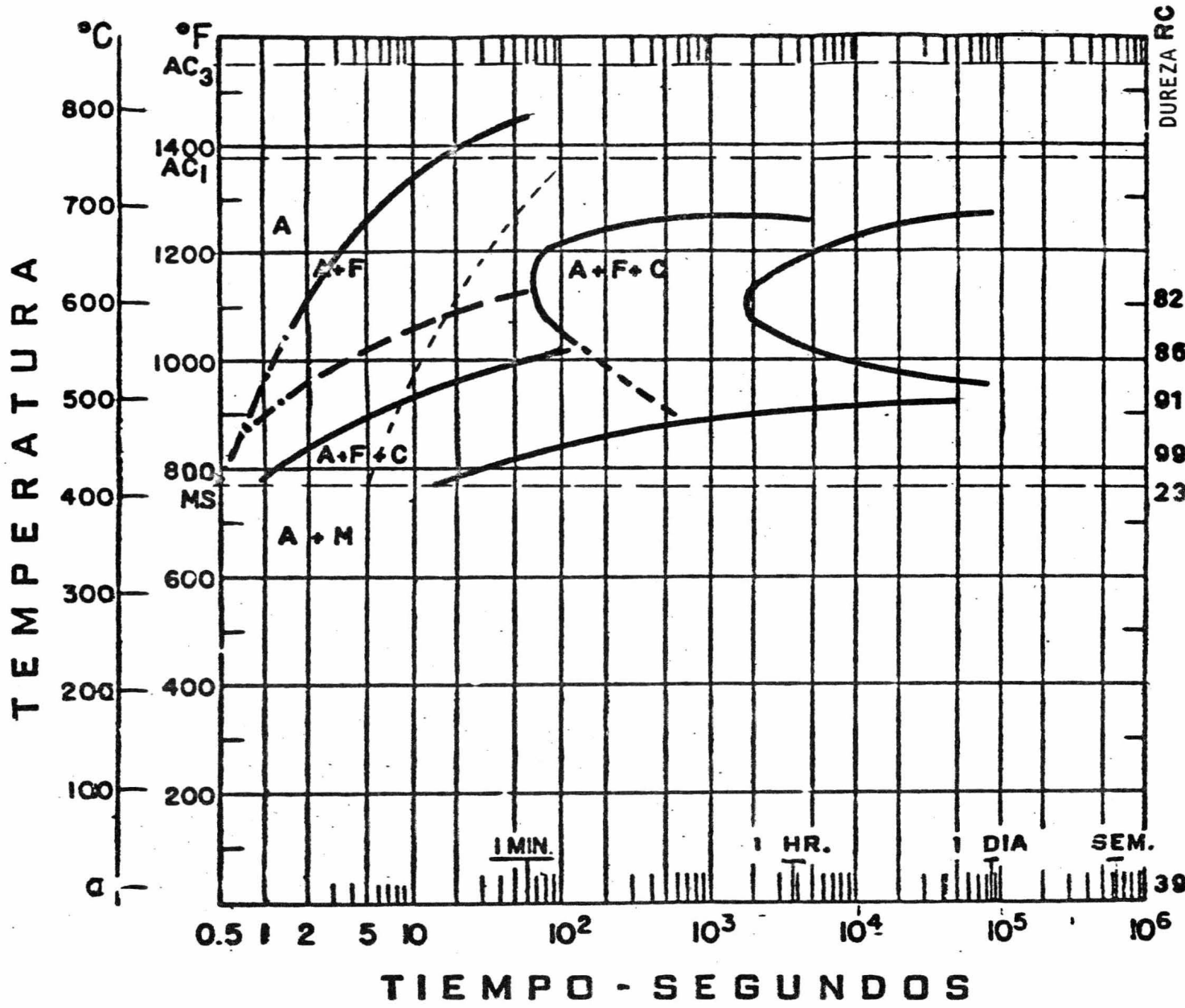
S.Max. 0.040

Si_ 0.20 - 0.35

Ni_ 0.85 - 1.15

Cr_ 0.70 - 0.90

57.5 Mo_ 0.20 - 0.30



DUREZA RC

82 HRB

86

91

99

23,5 HRC

43 bv 14

AUSTENIZADO A 925°C

T.G. 9

COMPOSICION

C_ 0.10 - 0.15

Mn_ 0.45 - 0.65

Si_ 0.30 - 0.35

Ni_ 1.65 - 2.00

Cr_ 0.40 - 0.60

Mo_ 0.08 - 0.15

V_ 0.03

39

B I B L I O G R A F I A

- 1.- E. SHELL.- Durée d'incubation de la décomposition de l'austénite.- Archiv für das Eisenh. 1935.
- 2.- F. WIEVER, A. ROSE, W. PETER, W. STRASSBURG.- Atlas des courbes de transformation des aciers établi par le Max Planck Institut für Eisenforschung avec la collaboration du V.D. E.h.- Düsseldorf, Verlag Stahleisen 1954.
- 3.- A. ROSE, H. HOUGARDY.- Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle.- Verlag Stahleisen MBH, Dusseldorf, 1972.
- 4.- M. ECONOMOPOULOS, N. LAMBERT, L. HANRAKIN.- Diagrammes de transformation des aciers fabriqués dans le Bénelux.- Ouvrage édité par le C.N.R.M., Bruxelles, 1967.
- 5.- K.W. ANDREWS.- Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures.- J.I.S.I.-Juillet 1967.
- 6.- W. STEVEN, D.R. THORNEYCROFT.- Variations of transformation characteristics within samples of an alloy steel.- J.I. - S.I.- Sep. 1957.
- 7.- P. DUVAL, G. MURRY, A. CONSTANT.- Contribution a l'étude des facteurs affectant la stabilité dimensionnelle des aciers Revue de métallurgie, Sep. 1966.
- 8.- Y. MEYZAUD, C. SAUZEY.- Prédiction des pourcentages d'austénite résiduelle à l'aide des courbes C.C.T.- Mém. Scient. de la Revue de métallurgie, Nov. 1972
- 9.- A. CONSTANT.- Les principes de base du traitement thermique des aciers.- Revue "Traitement Thermique", 1963.
- 10.- JOSE APRAIZ.- Tratamientos térmicos de los aceros.- Madrid, 1971
- 11.- F. MARATRAY, R. USSEGLIO NANOT.- Transformation Characteristics of Chromium and Chromium - molybdenum.- White Irons - 1970.
- 12.- F.R. MORRAL.- Heat treating Diagrams -S or T T T -curves.-Metal Progress, 1945.
- 13.- E. S. DAVENPORT.- Isothermal Transformation in Steels (Campbell

- 14.- R.A.GRANCE.- "Estimating Critical Ranges in heat treatment of Steels!"- Metal Progress, 1961.
- 15.- R.A.GRANCE AND H.M. STEWART.- "The temperature Range of Martensite formation".- Trans. A.I.M.E. 1946.
- 16.- B.F.SIDEPHERD.- "Some observations on the Accuracy of Isothermal Diagrams" .-Iron Age 1949.
- 17.- R.A.GRANCE AND J.M. KIEFER .-Transformation of Austenite on Continuous Cooling and it's Relation to transformation at constant temperature".- Trans. A.S.M.1941
- 18.- GREENLINGER AND A.R. TROCANO.- Kenetics of the Austenite to Martensite transformation in Steel".- Trans.A.S.M. - 1940.
- 19.- J.B. AUSTIN AND R.L.RICKETT.- "Kenetics of the Decomposition of Austenite" .-Trans A.I.M.E.- 1939.
- 20.- CALVO RODES, RAFAEL.- ACERO, SU ELECCION Y SELECCION.- Madrid - 1956.
- 21.- U.S.STEEL.- Atlas of isothermal Transformation Diagrams.- 1951-1953.
- 22.- CAMARA NAL. DE HIERRO Y DEL ACERO.- Normas de Composición Química del Comité Consultativo Nacional de Normalización de la Industria Siderurgica.
- 23.- ALTOS HORNOS DE MEXICO.- Revistas Ahmsa Avante.- Núms. 281,282, 283.- 1976.
- 24.- ALTOS HORNOS DE MEXICO.- Manual Ahmsa para Ingenieros.- 1970.
- 25.- ACEROS DE LLODIO,S.A..-Tratamientos térmicos de las Herramientas de Acero.-Bilbao,ed.Umo.-1973.
- 26.-U.S.S.CORPORATION.- I. T. DIAGRAMS.- Pittsburg,Pa. U.S.A.-1963.
- 27.- PLAN DE L'ATLAS DES COURBES DE TRANSFORMATION DES ACIERS DE FABRICATION FRANCAISE.- 1974.
- 28.- REPUBLIC STEEL.- Heat Treatment of Steel.- Cleveland Ohio.-1961