CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Los resultados de un proyecto concerniente al desarrollo de aceros doble fase para mejorar la resistencia a la corrosión de la varilla de refuerzo en estructuras de concreto [1I] promovieron la profundización en el trabajo con un nuevo enfoque de carácter mecánico. El nuevo tema es el desarrollo matemático que explique el comportamiento plástico de los aceros que muestran en su estructura metalográfica varias fases, haciendo énfasis en las mezclas ferítico-martensíticas.

Es un hecho bien reconocido que la microestructura resultante de la transformación de fases juega un papel predominante en la determinación de las propiedades mecánicas de los aceros especiales tratados térmicamente. La microestructura es clasificada primeramente en productos de transformación de fase simple; tales como ferrita, martensita y bainita. Considerables esfuerzos han sido dirigidos a explicar la relación entre las características microestructurales de una fase simple de martensita o de bainita con sus propiedades mecánicas. Sin embargo, muy poco estudio se ha realizado para clarificar el factor controlante que afecta las propiedades mecánicas de la estructura mezclada de martensita y productos de descomposición no martensíticos, a pesar del hecho que tales estructuras mezcladas han sido encontradas frecuentemente en prácticas comerciales y que la mejora en propiedades mecánicas ha sido asociada con tales mezclas.

Por lo anterior, una mejor comprensión de las estructuras mezcladas proveerá nuevas sugerencias para modificaciones de técnicas de tratamientos térmicos y conducirá a nuevas ideas para mejorar las propiedades mecánicas de aceros de alta resistencia.

Los aceros doble fase, cuya microestructura consiste de una matriz de ferrita con partículas de martensita, han recibido una gran atención debido a su útil combinación de alta resistencia y buena ductilidad. Estos aceros están caracterizados por un esfuerzo de flujo inicial bajo y una alta razón inicial de endurecimiento por trabajo mecánico. Ha habido numerosos intentos para describir el comportamiento esfuerzo-deformación o esfuerzo-endurecimiento de estos aceros [2I] a [22I]. El análisis de Crussard-Jaoul (C-J) [23I] a [25I] basado en la relación de Swift ha sido aplicada para correlacionar los comportamientos de esfuerzo-deformación de los aceros doble fase [1I] a [22I]. Con el análisis modificado de C-J fue mostrado que los aceros doble fase se deforman en dos etapas de endurecimiento por deformación.

Desde principio de este siglo XX se han dirigido esfuerzos considerables al desarrollo de leyes empíricas que describan el endurecimiento por trabajo de metales policristalinos y aleaciones, esto fue reflejado por la derivación de la relación de Ludwik, Hollomon, Voce, Swift-Krupkowski [26I] a [29I], etc. Los parámetros involucrados en estas relaciones, particularmente el valor del exponente de endurecimiento en dichas ecuaciones (n), han sido correlacionados a los cambios en la microestructura y los procesos que ocurren durante la deformación. Recientemente ha habido una demanda creciente por materiales de alta resistencia tales como metales trabajados en frío y aleaciones y aceros tratados térmicamente desde un punto de vista de ahorro de energía. La significancia técnica de los parámetros de endurecimiento por trabajo en materiales de alta resistencia ha sido también reportada. Desafortunadamente, en la mayoría de los casos, se han obtenido valores no del todo satisfactorios para estos materiales de alta resistencia.

Uno de los problemas básicos es que no se ha puesto atención al hecho de que estos materiales de alta resistencia tienen un alto límite de proporcionalidad y que endurecen en frío inmediatamente sin exhibir el fenómeno discontinuo de cedencia en sus curvas esfuerzo-deformación. Por eso, la solución al problema es desarrollar una fórmula empírica en la cual sean consideradas las propiedades anteriores.

1. 1. OBJETIVO.

El objetivo del presente trabajo es la caracterización de las propiedades mecánicas de dos nuevas familias de aceros aleados al silicio y al manganeso, así como el desarrollo de un modelo predictivo de las propiedades mecánicas en función de la microestructura del acero. Este objetivo es parte de un proyecto más amplio a largo plazo sobre el desarrollo de nuevos materiales metálicos, que actualmente se desarrolla en la Universidad Autónoma de Nuevo León, en colaboración con empresas de la localidad.

1. 2. HIPÓTESIS.

Las hipótesis planteadas en el presente trabajo son:

a. La aplicación y corroboración del análisis modificado C-J basado en la fórmula de Swift. Esta técnica es aplicada a dos familias de acero, al Si y al Mn, para describir su comportamiento deformación-endurecimiento. Una discusión crítica del análisis empírico ha sido elaborada en base a dos criterios: (1) una relación lineal razonable para las gráficas de esfuerzo-deformación y (2) la concordancia entre las constantes calculadas usando el criterio de inestabilidad en los ensayos de tensión uniaxial y los evaluados de las gráficas logarítmicas de esfuerzo-deformación.

b. Las propiedades mecánicas de un acero que presenta dos o más fases puede caracterizarse por medio de la ley de las mezclas.

c. Las propiedades mecánicas de un acero que presenta dos o más fases pueden explicarse por medio de correlación múltiple con las características de las fases metalográficas.

El desglose de trabajo del proyecto se encuentra explicado en la Figura 2.1 y contempla su realización desde la fusión y producción del acero hasta su análisis y conclusiones. La duración de la investigación, de la Figura 2.2a hasta 2.2 d, fue de 2.5 años efectivos distribuidos en 4 años calendario.

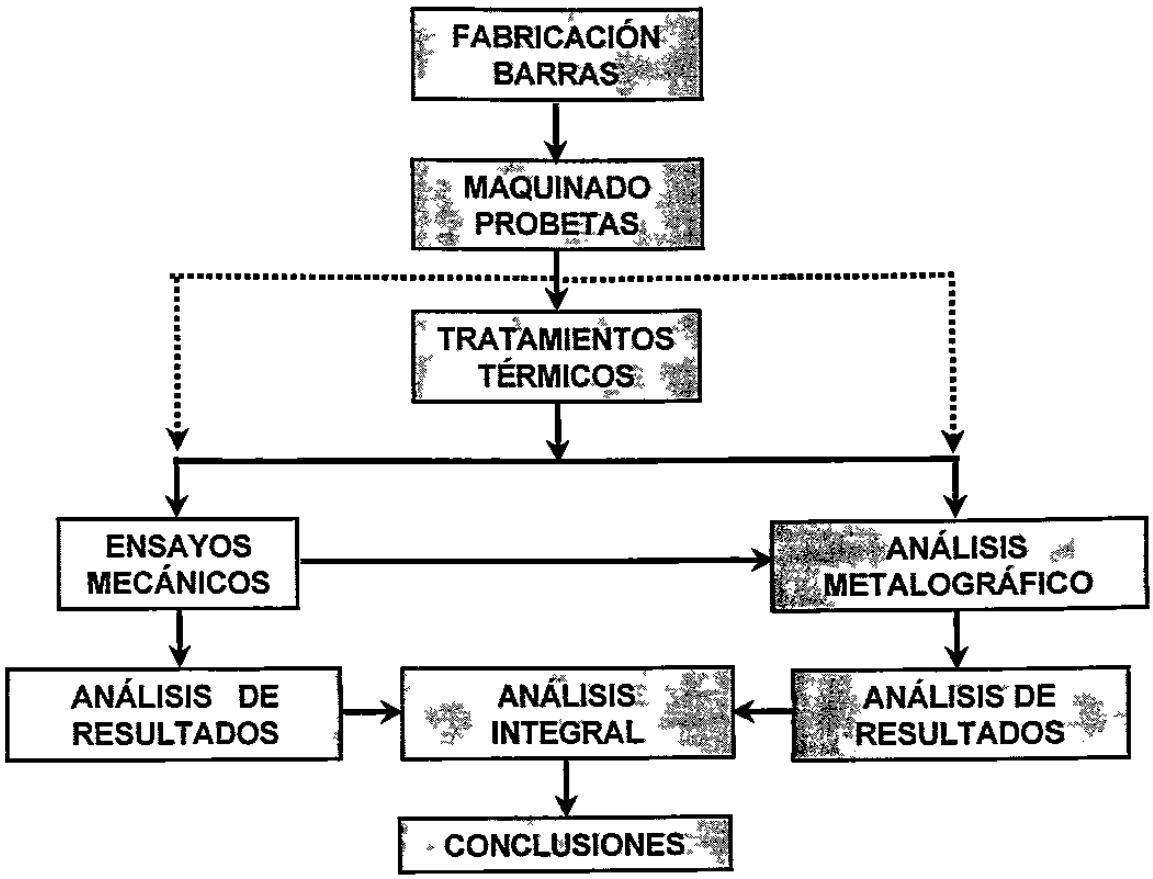


Figura 1.1: Desglose del alcance de la Investigación.

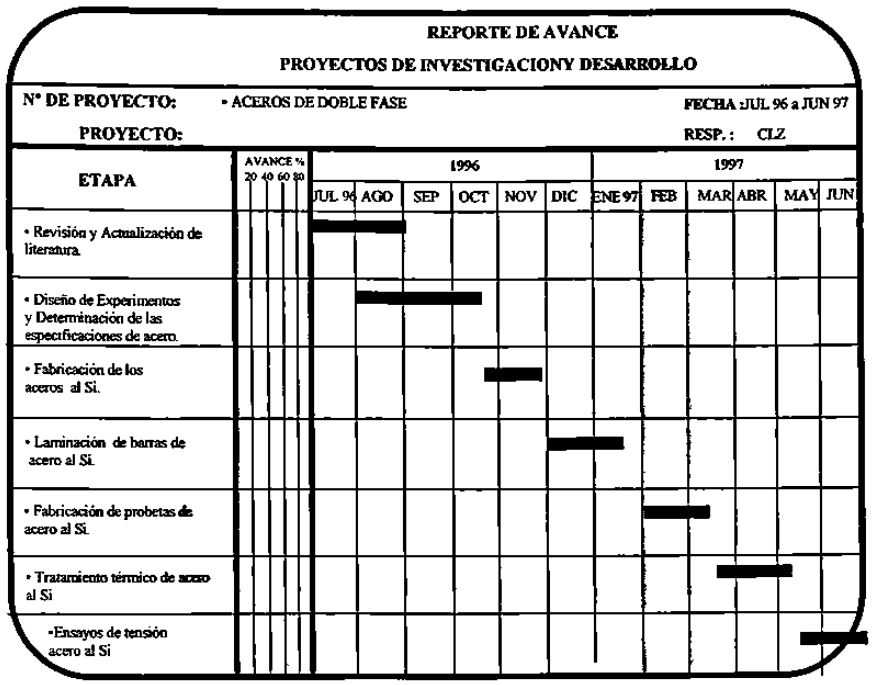


Figura 1.2 a: Programa de la investigación Julio 96 a Junio 97

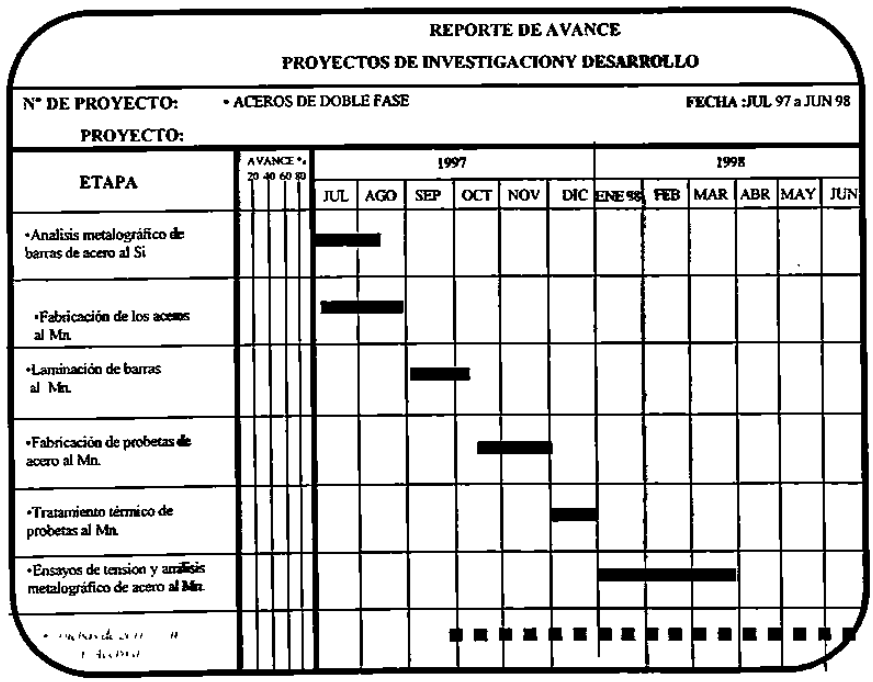


Figura 1.2 b: Programa de la investigación Julio 97 a Junio 98.

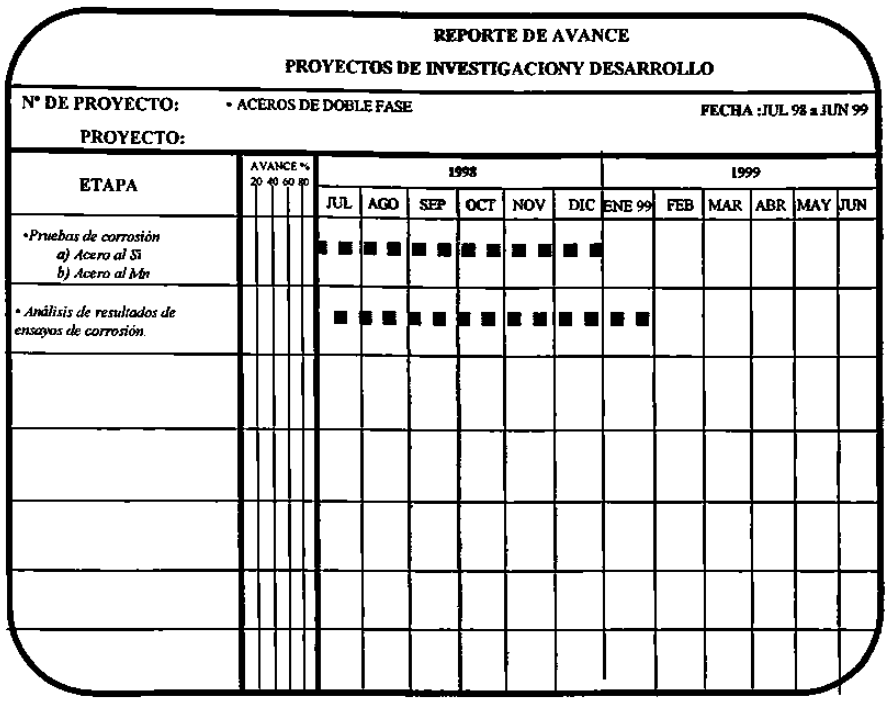


Figura 1.2 c: Programa de la investigación Julio 98 a Junio 99.

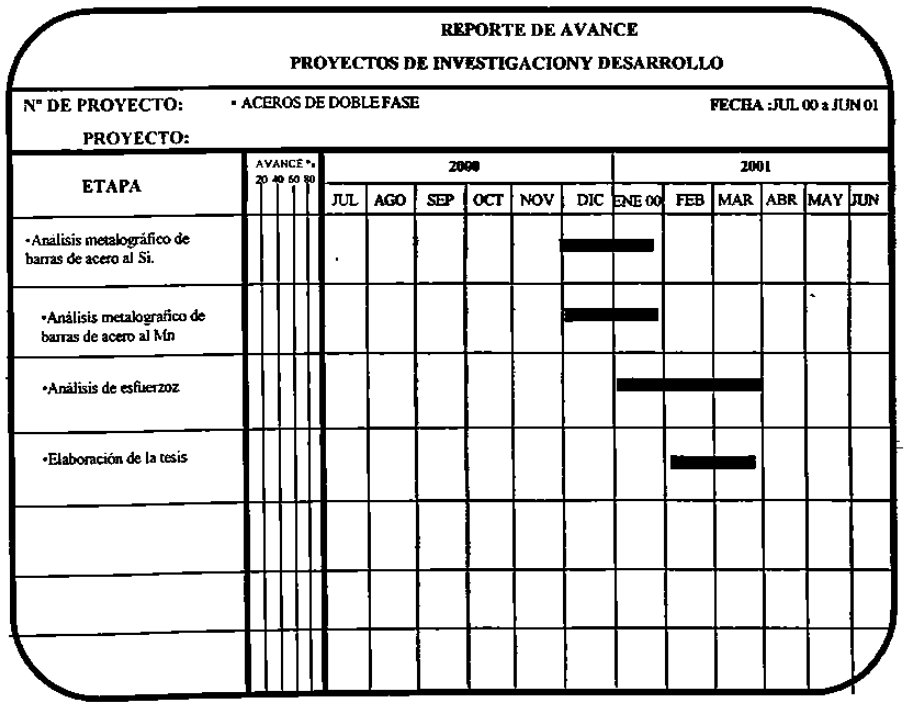


Figura 1.2 d: Programa de la investigación Julio 00 a Junio 01.

Lista de figuras:

Figura 1.1: Desglose del alcance de la Investigación.

Figura 1.2 a: Programa de la investigación Julio 96 a Junio 97.

Figura 1.2 b: Programa de la investigación Julio 97 a Junio 98.

Figura 1.2 c: Programa de la investigación Julio 98 a Junio 99.

Figura 1.2 d: Programa de la investigación Julio 00 a Junio 01.

REFERENCIAS

[1I] Covarrubias A. Octavio. Determinación de propiedades de resistencia a la corrosión de aceros aleados al silicio embebidos en mortero. Tesis de la División de post-grado de FIME de la UANL. Julio de 1999.

[2I] Naresh C. Goel, Sandeep Sangal and Kris Tangri. A Theoretical Model for the Flow Behavior of Commercial Dual - Phase Steels Containing Metastable Retained Autenite: Part I. Derivation of Flow Curve Equations. Metallurgical Transactions A, Volume 16A, November 1985. Pg. 2013-2021.

[3I] Naresh C. Goel, Sandeep Sangal and Kris Tangri. A Theoretical Model for the Flow Behavior of Commercial Dual - Phase Steels Containing Metastable Retained Autenite: Part II. Derivation of Flow Curve Equations. Metallurgical Transactions A, Volume 16A, November 1985. Pg. 2023-2029.

[4I] K. Cho and J. Gurland. The Law of Mixtures Applied to the Plastic Deformation of Two-Phase Alloys of Coarse Micrustructures. Metallurgical Transactions A, Volume 19A, August 1988. Pg. 2027-2040.

[5I] A. R. Marder. Deformation Characteristics of Dual-Phase Steels. Metallurgical Transactions A, Volume 13A, January 1982. Pg. 85-92.

[6I] L. N. Pussegoda and W. R. Tyson. Modelling of a Dual - Phase Steel From Its Ferrite and Martensite Constituents. Canadian Metallurgical Quaterly, Volume 23, No. 3, 1984. Pg. 341-347.

[7I] Zhonghao Jiang, Jingke Liu, Jianshe Lian. A new Relationship Between the Flow Stress and the Microstructural parameters for Dual Phase Steels. Acta Metall. Mater. Vol. 40 No. 7, 1992. Pg. 1587-1597.

[8I] Olaf Maid, Winfried Dahl, Christian Strabburger und Wolfgang Müschenborn. Einflub der Gefügeparameter auf the mechanischen Eigenschaften von Dualphasen-Stahl. Stahl und Eisen 108 (1988) Nr 8, April. Pg. 355-364.

[9I] A. Bhattacharyya, T. Sakaki, and G. J. Weng. The influence of martensite shape, concentration, and phase transformation strain on the deformation behavior of stable dua-phase steels. Metallurgical Transactions A, Volume 24A, February 1993. Pg. 301-314.

[10I] A. Bhattacharyya, and G. J. Weng. Theoretical calculation of the stress-strain behavior of dual-phase metals with randommly oriented spheroidal inclusions. Metallurgical Transactions A, Volume 27A, august 1996. Pg. 2359-2365.

[11I] Yoshiyuki Tomita and Kunio Okabayashi. Tensile Stress - Strain Analysis of Cold Worked Metals and Steels Dual - Phase Steels. Metallurgical Transactions A, Volume 16A, May 1985. Pg. 865-872.

[12I] D. A. Korzekwa, D. K. Matlock and G. Krauss. Dislocation Substructure as a Function of Strain in a Dual-Phase Steel. Metallurgical Transactions A, Volume 15 A, June 1984. Pg. 1221-1228.

[13I] Yoshiyuki Tomita. Effect of Morphology of Second - Phase martensite on Tensile Properties of Fe - 0.1 C Dual Phase Steels. Journal of Materials Science 25 (1990). Pg. 5179-5184.

[14I] Z. Jiang, J. Lian and J. Chen. Stain Hardening Behavior and Its relationships to Tensile Mechanical Properties of Dual Phase Steel. Materials Sience and Technology, December 1992, Vol. 8. Pg. 1075-1081.

[15I] Zhonghao Jiang, Zhenzhong Guan, Jianshe Lian. The Relationship Between Ductility and Material Parameters for Dual Phase Steel. Journal of materials Science 28 (1993). Pg. 1814-1818.

[16I] Zhonghao Jiang, Zhenzhong Guan, Jianshe Lian. Effects of Microstructural Variables on the deformation Behavior of Dual - Phase Steel. Materials Sience and Engineering A 190 (1995). Pg. 55-64.

[17I] Cochrane, Hal. Formable Dual Phase Steels. Engineering, Materials Science, Dissertation Abstracts International, Vol. 51, N° 3, September 1990. Pg. 1442-1443.

[18I] A. Bag, K K Ray and E S Dwarakadasa. Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High-Martensite Dual-Phase Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 30A, May 1999. Pg. 1193-1202.

[19I] Luis F. Ramos, David K Matlock and George Krauss. On the Deformation Behavior of Dual - Phase Steels. Metallurgical Transactions A, Volume 10A, February 1979. Pg. 259-261.

[20I] Thak Sang Byun, In Sup Kim. Tensile properties and inhomogeneous deformation of ferrite-martensite dual -phase steels. Journal of materials Science 28 (1993). Pg. 2923-2932.

[21I] S. R. Mediratta, V. Ramaswamy. Dependence of strain hardening exponent on the volume fraction and carbon content of martensite in dual phase steels during multistage work hardening. Journal of materials Science Letters 9 (1990). Pg. 205-206.

[22I] R. D. Lawson, David K Matlock and George Krauss. The effect of microstructure on the deformation behavior and mechanical properties of a dual phase steel. Fundamentals of Dual-Phase Steels, edited by R.A. Kot and B.L. Bramfitt. Conference Proceedings, The Metallurgical Society of AIME. Fefruary 1981.

[23I] E. Reed - Hill, W. R. Cribb and S. N. Monteiro. Concerning the Analysis of Tensile Stress - Strain Data Using Log $d\sigma / d\varepsilon_p$ Versus Log σ Diagrams. Metallurgical Transactions, Volume 4 November 1973. Pg. 2665-2667.

[24I] Crussard. Rapport Entre la Forme Exacte des Courbes de Traction des Metaux et les Modifications Concomitantes de leur Structure. Revue de Metallurgie L N° 10, 1953. Pg. 697-710.

[25I] B. Jaoul. Etude de la Forme des Couebes de Deformation Plastique. Journal of the mechanics and Physics of solids, 1957, Vol. 3. Pg. 95-115.

[26I] J.H. Hollomon. Tensile Deformation. Transactions TMS-AIME, 62, 1945. Pg. 268.

[27I] E. Voce. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. Journal of the Institute of Metals, 74, 1948. Pg. 537.

[28I] P. Ludwik. Element der Technologischen Mechanic. Julius Springer, Berlin, 1909. Pg. 268.

[29I] H.W. Swift. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 1, 1952. Pg. 1-18.

CAPÍTULO 2

ANÁLISIS MATEMÁTICO

Los cambios [3A] que ocurren en el proceso de deformación durante una prueba de tensión pueden producir etapas en la curva esfuerzo-deformación de un material policristalino. En níquel y cobre se han identificado hasta cuatro etapas:

Etapa 0 .- se inicia con el deslizamiento múltiple de los granos más grandes difundiéndose este fenómeno en los granos vecinos. Esta etapa termina cuando todos los granos se están deformando por deslizamiento múltiple, iniciándose la etapa 1.

Etapa 1 .- que consiste en el deslizamiento múltiple de todos los granos difiere fundamentalmente del suave deslizamiento de la etapa 1 de un cristal simple ccc (fcc) causado por el movimiento libre de las dislocaciones.

Etapa 2 .- que también ocurre en un cristal simple, el deslizamiento se ve frenado por el fuerte mecanismo de endurecimiento por deformación, resultante de la acumulación de grupos de dislocaciones (barreras de Cotrell-Lomer).

Etapa 3 .- también existente en un cristal simple, es caracterizada por recuperación dinámica.

Esencialmente existen tres métodos principales para explicar el comportamiento plástico de los metales policristalinos. A continuación se describirán cada un de ellos y el porque fue seleccionado el método C-J modificado para la realización de este trabajo.

2. 1. ANÁLISIS DE HOLLOMON.

Ya que las etapas de deformación de un espécimen policristalino son mucho menos evidentes de identificar, por lo anteriormente explicado, que las de un cristal típico ccc (fcc), algunas formas de análisis son requeridas para poder revelarlas. Los métodos de Hollomon y el de Crussard y Jaoul de análisis esfuerzo-deformación han sido utilizados para este propósito. A pesar de que ellos dan parámetros descriptivos de la deformación en estas etapas, son inherentemente deficientes. La técnica de Hollomon supone

$$\sigma = k\varepsilon^{n'} \tag{1-1}$$

y determina n' de la pendiente de la gráfica $\ln\sigma$ vs $\ln\varepsilon$ donde σ es el esfuerzo verdadero y ε es la deformación plástica verdadera.

La constante, n'_{cal} , puede ser calculada usando el criterio de inestabilidad en la prueba de tensión (Considère):

$$d\sigma_t/d\varepsilon - \sigma_t = 0 \tag{1-2}$$

Para el límite de la deformación verdadera uniforme máxima $\varepsilon = \varepsilon_u$

$$(d\sigma_t/d\varepsilon)_{\varepsilon=\varepsilon u} - \sigma_{tu} = 0 \tag{1-3}$$

donde σ_{tu} es el esfuerzo máximo verdadero. Diferenciando la ecuación (1-1) resulta

$$d\sigma_t/d\varepsilon = kn\varepsilon^{n'-1} \tag{1-4}$$

Resolviendo para k de la ecuación (1-1) y substituyendo en la ecuación (1-4)

$$d\sigma_t/d\varepsilon = (n' / \varepsilon)(\sigma_t) \tag{1-5}$$

y para $\varepsilon = \varepsilon_u$

$$(d\sigma_t/d\varepsilon)_{\varepsilon=\varepsilon u} = (n' / \varepsilon_u)(\sigma_{tu}) \tag{1-6}$$

de la ecuación (1-3) y (1-6) se deriva

$$n'_{cal} = \varepsilon_u \tag{1-7}$$

2. 2. ANÁLISIS DE CRUSSARD–JAOUL (C–J).

El análisis C–J [1A] y [2A] supone la relación exponencial de Ludwick

$$\sigma_t = \sigma_o + k\varepsilon^n \tag{1-8}$$

donde σ_t es el esfuerzo verdadero; ε, la deformación verdadera; n, el exponente de endurecimiento mecánico; y σ_o y k son constantes del material. La forma logarítmica de la diferencial con respecto a ε de la ecuación (1-8), es

$$\ln(d\sigma_t/d\varepsilon) = \ln(kn^{C-J}) + (n^{C-J} - 1)\ln\varepsilon \tag{1–9}$$

La pendiente de la línea de la ecuación (1-9) es ($n^{C-J} - 1$) mientras que su intersección con $\ln\varepsilon = 0$ resulta $\ln(kn^{C-J})$, pudiéndose así calcular fácilmente n^{C-J}, k y σ_o. La constante, n^{C-J}_{cal}, puede ser calculada usando el criterio de inestabilidad en la prueba de tensión:

Diferenciando la ecuación (1-8) resulta

$$d\sigma_t/d\varepsilon = kn\varepsilon^{n-1} \tag{1-10}$$

Resolviendo para k de la ecuación (1-8) y substituyendo en la ecuación (1-10)

$$d\sigma_t/d\varepsilon = (n/\varepsilon)(\sigma_t - \sigma_o) \tag{1-11}$$

y para $\varepsilon = \varepsilon_u$

$$(d\sigma_t/d\varepsilon)_{\varepsilon=\varepsilon u} = (n/\varepsilon_u)(\sigma_{tu} - \sigma_o) \tag{1-12}$$

de la ecuación (1-3) y (1-12) se deriva

$$n^{C-J}{}_{cal} = [\sigma_{tu}/(\sigma_{tu} - \sigma_o)]\,\varepsilon_u \tag{1-13}$$

Ambos métodos, Hollomon y C-J, sufren del hecho que involucran en su análisis en el eje de la abscisas el $\ln\varepsilon$. Parámetros tales como n, k, y σ_o determinados por mapeos con $\ln\varepsilon$ tienden a ser imprecisos porque la pendiente de una curva $\ln\sigma$ o $\ln(d\sigma_t/d\varepsilon)$ vs $\ln\varepsilon$ depende de donde se localiza el origen de la deformación.

2. 3. ANÁLISIS MODIFICADO C–J.

Este análisis está basado en la fórmula de Swift [3A]. En este caso, la relación esfuerzo–deformación se representa

$$\varepsilon = \varepsilon_o + c\sigma_t^{\,m} \tag{1-14}$$

donde ε_o es la deformación verdadera inicial, m es el exponente de endurecimiento mecánico y c es una constante del material. La forma logarítmica de la ecuación (1-14) diferenciada con respecto a ε, resulta

$$\ln (d\sigma_t / d\varepsilon) = (1 - m) \ln \sigma_t - \ln (cm) \qquad (1\text{-}15)$$

La pendiente de esta ecuación logarítmica es $(1 - m)$, mientras su intersección con $\sigma_t = 0$ proporciona $\ln (cm)$. Así, con estos parámetros pueden ser fácilmente determinados m y c. La ecuación (1-15) ajusta una curva esfuerzo-deformación (o al menos parte de tal curva) como está representado en la figura 2.1 a una ley exponencial que extrapola a ε_o o deformación inicial, en $\sigma = 0$. La intercección con el eje de los esfuerzos es σ_o y su relación con ε_o es calculada de

$$\varepsilon_o = -c\sigma_o^{\,m} \qquad (1\text{-}16)$$

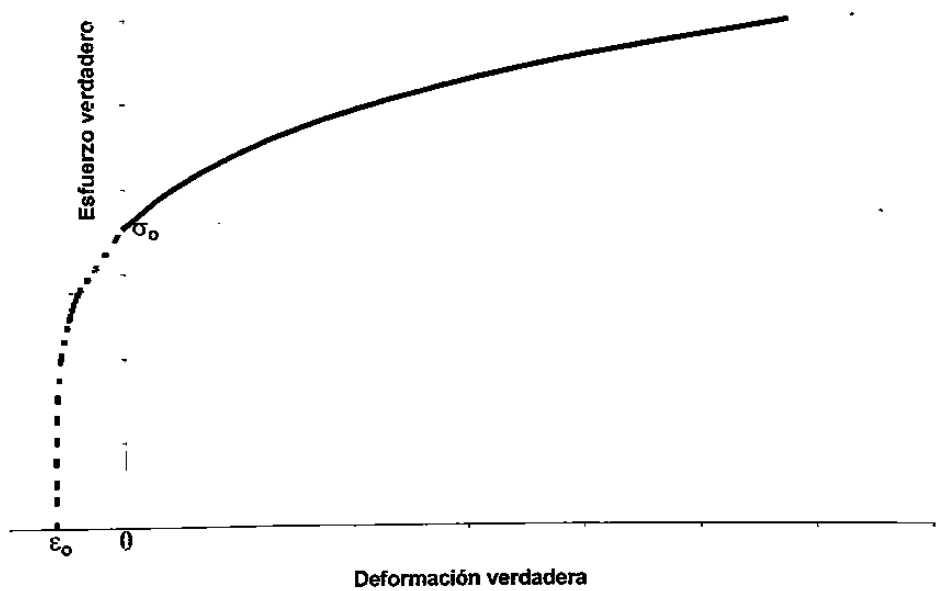


Figura 2.1: Ilustración para mostrar la significancia de ε_o en la relación.

$$\varepsilon = \varepsilon_o + c\sigma_t^{\,m}$$

Sí el estado inicial de la ley exponencial de la curva esfuerzo-deformación se ajusta a los datos de deformación cero, σ_0 es el límite de proporcionalidad. Correspondientemente, ε_0 representa la predeformación inicial sólo cuando σ_0 es el límite de proporcionalidad y σ_0 tiende a cero cuando la predeformación es cero, en un espécimen recocido. Consecuentemente, en el caso general ε_0 puede no ser una deformación física real, Sin embargo es un parámetro útil para describir una etapa de la curva esfuerzo-deformación real.

Las ventajas del análisis C-J modificado son:

A) $d\sigma_t / d\varepsilon$ y σ son parámetros definidos por el estado actual del material (la densidad de dislocaciones y su arreglo) y no por su historia pasada, como es el caso para ε. Entonces, los parámetros m, c y ε_0 deben ser físicamente más significativos que n, k, y σ_0.

B) También, en la ausencia de efectos de recuperación y envejecimiento por deformación, la curva del ln $(d\sigma_t / d\varepsilon)$ vs ln σ debe ser independiente de la localización del origen de la deformación, experimentalmente esto ya ha sido demostrado por Cribb [3A], haciendo independiente de esta forma los parámetros m, c y ε_0, de la condición inicial del espécimen en cuanto sí fue o no predeformado.

C) En el análisis de inestabilidad es posible escribir una expresión simple para la deformación uniforme ε_u, involucrando sólo dos de los parámetros de la ecuación (1-8), siempre y cuando σ_0 o ε_0 sean grandes. Bajo estas condiciones el problema aparece cuando son utilizados los métodos C-J o Hollomon. Para pequeños σ_0 los tres métodos son equivalentes y predicen que $\varepsilon_u = n = 1 / m$. Sin embargo para grandes σ_0, n no puede ser relacionada simplemente con ε_0 en el análisis C-J, mientras que en el análisis de Hollomon n es no representativo del comportamiento esfuerzo-deformación. Con el análisis modificado C-J se demuestra ε_u de la manera siguiente:

Diferenciando la ecuación (1-14) resulta

$$d\sigma_t/d\varepsilon = (\sigma^{1-m}) / cm \qquad (1\text{-}17)$$

Resolviendo para c de la ecuación (1-14) y substituyendo en la ecuación (1-17)

$$d\sigma_t/d\varepsilon = \sigma_t / [m(\varepsilon-\varepsilon_o)] \qquad (1\text{-}18)$$

y para $\varepsilon = \varepsilon_u$

$$(d\sigma_t/d\varepsilon)_{\varepsilon=\varepsilon u} = \sigma_{tu} / [m(\varepsilon_u-\varepsilon_o)] \qquad (1\text{-}19)$$

de la ecuación (1-3) y (1-19) se deriva

$$\varepsilon_u = 1/ m + \varepsilon_o \qquad (1\text{-}20)$$

donde, en especímenes con curvas esfuerzo-deformación de etapas múltiples, m y ε_o corresponden a la porción en la cual aparece el estrangulamiento. El Parámetro, m_{cal}, puede ser calculado despejando de la ecuación (1-20)

$$m_{cal} = 1 / (\varepsilon_u - \varepsilon_o) \qquad (1\text{-}21)$$

Con el propósito de visualizar la posible relación entre ε_u y los esfurzos de las dos últimas etapas de deformación así, como también con sus pendientes, se desarrollará a continuación dicha expresión [4A] y [5A].

Aplicando la ecuación de Swift a las dos últimas etapas de deformación se obtiene [4A] y [5A]:

$$\varepsilon = \varepsilon_{o1} + c_1\sigma_t^{m1} \text{ para la etapa 1, antes de } \varepsilon_k \qquad (1\text{-}22)$$

$$\varepsilon = \varepsilon_{o2} + c_2\sigma_t^{m2} \text{ para la etapa 2, después de } \varepsilon_k \qquad (1\text{-}23)$$

donde c_1, c_2, ε_{o1} y ε_{o2} son las constantes del material y m_1 y m_2 son los exponentes de deformación-endurecimiento de las dos etapas. La deformación de inestabilidad o deformación uniforme máxima ε_u puede ser expresada como

$$\varepsilon_u = \varepsilon_k + (\varepsilon_u - \varepsilon_k) \tag{1-24}$$

con la ecuación (1-23), el segundo término del lado derecho de la ecuación (1-24) puede ser expresado como

$$\varepsilon_u - \varepsilon_k = c_2 \ (\sigma_{tu}^{m2} - \sigma_{tk}^{m2}) \tag{1-25}$$

diferenciando la ecuación (1-23) con respecto a la deformación resulta

$$1 = c_2 \, m_2 \, \sigma_{tu}^{m2-1} \ (d\sigma_t / d\varepsilon) \tag{1-26}$$

del criterio de inestabilidad resulta

$$d\sigma_t / d\varepsilon = \sigma_{tu} \tag{1-27}$$

combinando las ecuaciones (1-26) y (1-27)

$$c_2 = 1 / (m_2 \, \sigma_{tu}^{m2}) \tag{1-28}$$

mezclando la ecuación (1-28) con la (1-25) se obtiene

$$\varepsilon_u = \varepsilon_k + 1/m_2 \ [1 - (\sigma_{tk} / \sigma_{tu})^{m2}] \tag{1-29}$$

en la transición con la ecuación (1-22) ε_k se expresa

$$\varepsilon_k = \varepsilon_{o1} + c_1 \sigma_{tk}^{m1} \tag{1-30}$$

se entiende que en la deformación de transición, ε_k, las razones de endurecimiento por deformación descritas por las ecuaciones (1-22) y (1-23) son iguales [5A]

$$c_1 m_1 \sigma_{tk}^{m1-1} = c_2 m_2 \sigma_{tk}^{m2-1} \qquad (1\text{-}31)$$

o

$$c_1 m_1 \sigma_{tk}^{m1} = c_2 m_2 \sigma_{tk}^{m2} \qquad (1\text{-}32)$$

mezclando la ecuación (1-28) con la (1-32)

$$c_1 \sigma_{tk}^{m1} = 1/\, m_1 (\sigma_{tk} / \sigma_{tu})^{m2} \qquad (1\text{-}33)$$

de las ecuaciones (1-29), (1-30) y (1-33) resulta

$$\varepsilon_u = \varepsilon_{o1} + 1/\, m_2 + (1/m_1 - 1/m_2)(\sigma_{tk} / \sigma_{tu})^{m2} \qquad (1\text{-}34)$$

Por lo que en este trabajo se tratará de comprobar la validez de la ecuación (1-34) en forma experimental.

Lista de figuras:

Figura 2.1: Ilustración para mostrar la significancia de ε_o en la relación $\varepsilon = \varepsilon_o + c\sigma_t^m$

REFERENCIAS

[1A] Crussard. Rapport Entre la Forme Exacte des Courbes de Traction des Metaux et les Modifications Concomitantes de leur Structure. Revue de Metallurgie L N° 10, 1953. Pg. 697-710.

[2A] B. Jaoul. Etude de la Forme des Couebes de Deformation Plastique. Journal of the mechanics and Physics of solids, 1957, Vol. 3. Pg. 95-115.

[3A] E. Reed - Hill, W. R. Cribb and S. N. Monteiro. Concerning the Analysis of Tensile Stress - Strain Data Using Log $d\sigma / d\varepsilon_p$ Versus Log σ Diagrams. Metallurgical Transactions, Volume 4 November 1973. Pg. 2665-2667.

[4A] Zhonghao Jiang, Zhenzhong Guan, Jianshe Lian. The Relationship Between Ductility and Material Parameters for Dual Phase Steel. Journal of materials Science 28 (1993). Pg. 1814-1818.

[5A] Z. Jiang, J. Lian and J. Chen. Strain Hardening Behavior and Its relationships to Tensile Mechanical Properties of Dual Phase Steel. Materials Sience and Technology, December 1992, Vol. 8. Pg. 1075-1081.

CAPÍTULO 3

FABRICACIÓN DE ACERO

La experimentación inició con de la fabricación de los aceros a ser estudiados, Se requirió de un pequeño horno de fusión y un pequeño laminador en caliente. Por el lado de fusión fueron identificados algunos hornos de inducción pequeños que podrían haber sido utilizados en esta etapa; pero, por el lado de formado los laminadores operativos más pequeños fueron trenes de laminación en producción industrial sin lograr conseguir ninguno a nivel de laboratorio o a escala piloto, obligando a la producción de lingotes de acero de 60 a 80 kg de peso. Lo anterior condujo a que la fusión de estos aceros se realizará en la acería experimental de HYL, mientras que su formado en caliente fue llevado a cabo en el laminador de la empresa Metamex localizada en el Estado de Puebla.

3. 1. FUSIÓN.

Dos hornos estaban disponibles para la fusión de estos aceros: un horno eléctrico de arco de 500 kg de capacidad y un horno de inducción de 1.2 ton de capacidad. Se seleccionó el horno de inducción, cuyas características principales se encuentran en la Tabla 3.1, por ofrecer mejores condiciones de limpieza en el metal y fue revestido con refractario de 99% de MgO a fin de evitar inclusiones exógenas no metálicas y garantizar un acero lo más limpio posible. La Figura 3.1 muestra una fotografía de este horno en la etapa de vaciado.

Tabla 3.1: Datos característicos del horno de inducción.

- HORNO DE INDUCCIÓN SIN NUCLEO.
- INDUCTOTHERM VIP.
- MODELO POWER-TRAK 750-5.
- 1.2 ton de CAPACIDAD.
- 750 kW DE POTENCIA ACTIVA.
- 700 Hz. DE FRECUENCIA.
- REFRACTARIO DE 99% MgO.

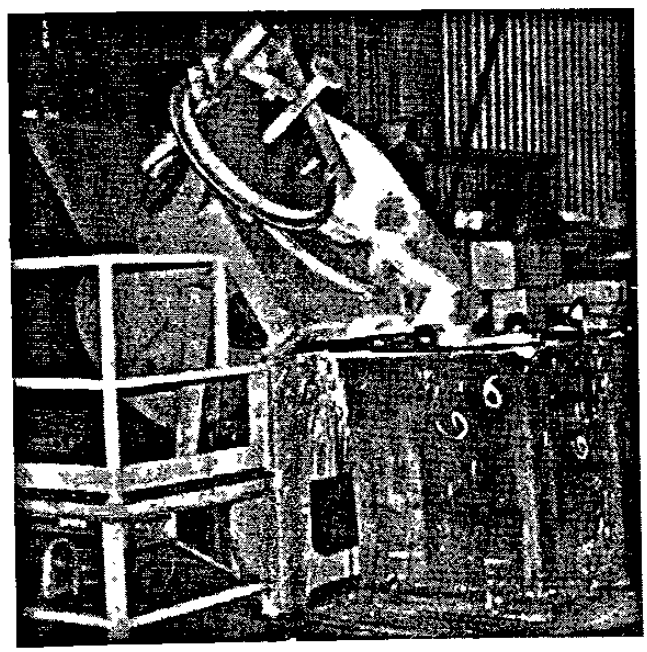


Figura 3.1: Vaciado del horno de inducción.

La carga metálica utilizada consistió en recorte de lámina de acero de la planta de decapado, ver Figura 3.2. Por sus características este material es muy limpio, homogéneo en su composición química y de bajo contenido de carbono, por lo que el

ajuste de elementos aleantes fue una tarea sencilla. Se utilizó para esto Fe-Mn (72% Mn y 7% C), Fe-Mn medio carbón (80%Mn y 1.5%C), Fe-Si (73%Si) y grafito de 97% C.

Con el propósito de conseguir las mejores condiciones de vaciado se analizó la posibilidad de fabricar lingoteras de hierro vaciado en el horno cubilote de Hylsa, pero el alto costo que exigía esta alternativa obligó a simplificar el molde de vaciado. Una opción factible consistía en producir moldes de arena autofraguante pero Hylsa ya no poseía el departamento de fundición de piezas donde se pudieron haber fabricado. La opción más económica resultó ser la de utilizar mangas refractarias silicoaluminosas, las cuales son utilizadas como alimentadores en el vaciado tipo fuente de lingotes de acero.

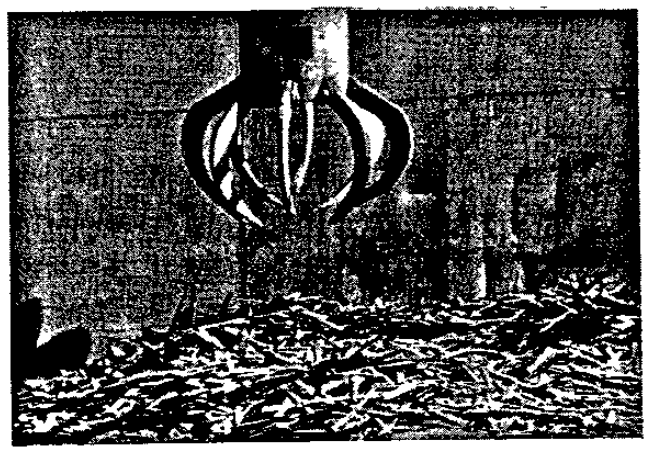


Figura 3.2: Carga metálica, recorte de lámina de acero.

La Figura 3.3(a-e) describe la secuencia de pasos en el proceso de fabricación de las molduras para el vaciado de las barras de acero. El primer paso, (a), consistió en ensamblar y sellar con concreto refractario de alta alúmina, cuatro mangas refractarias silicoaluminosas formando una columna de 914 mm. La parte inferior de esta columna fue clausurada con un tapón de concreto refractario de alta alúmina. Posteriormente seis de estas columnas fueron colocadas en la base de acero para alojar luego la caja metálica que da apoyo mecánico al ensamble, (b). La boca superior de las columnas fueron selladas con bolsas de plástico para evitar entrada de arena sílica, (c). El espacio libre entre las columnas de mangas refractarias y la caja metálica se rellenó con arena

sílica garantizando así un buen apoyo mecánico, (d). El remate superior del ensamble se realizó con concreto refractario de alta alúmina, (e). Para efectuar el secado del ensamble se usaron mecheros de gas natural. Este remate deja un hueco de suficiente nivel para trabajar como mazarota y compensar la contracción de las piezas vaciadas.

El conjunto ya vaciado, Figura 3.4, es una araña de 400 kg de seis barras de acero de 100 mm de diámetro con un peso unitario promedio de 60 kg y una longitud de 800 mm. Las barras de sección redonda fueron separadas con soplete de la mazarota, Figura 3.5, La superficie resultó ser bastante limpia, libre de material refractario. Existe una costura perimetral en la unión de las mangas refractarias, pero ésta fue eliminada en el proceso de recalentamiento antes de su laminación.

- CUATRO MANGAS REFRACTARIAS SILICO-ALUMINOSA DE 55% SiO_2 Y 40 % Al_2O_3.
- LONGITUD TOTAL DE 914 mm.

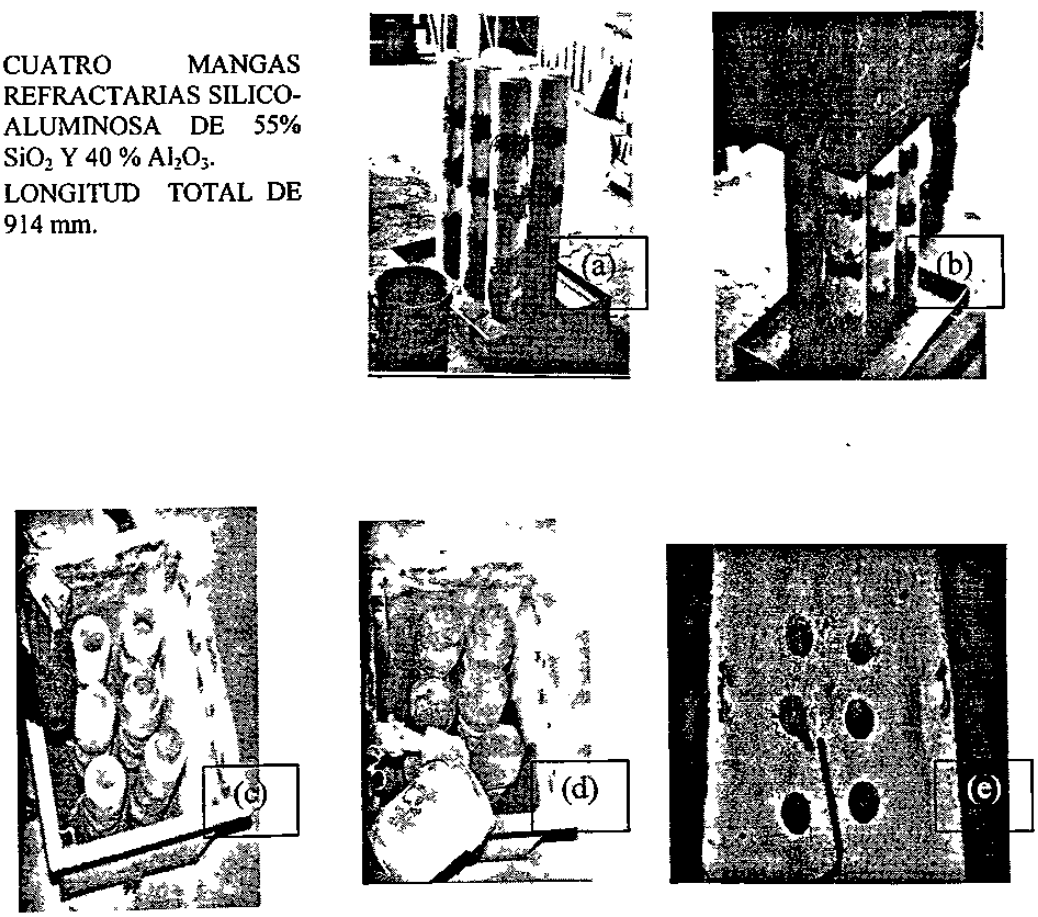


Figura 3.3: Ensamble de molduras para el vaciado de las barras de acero.

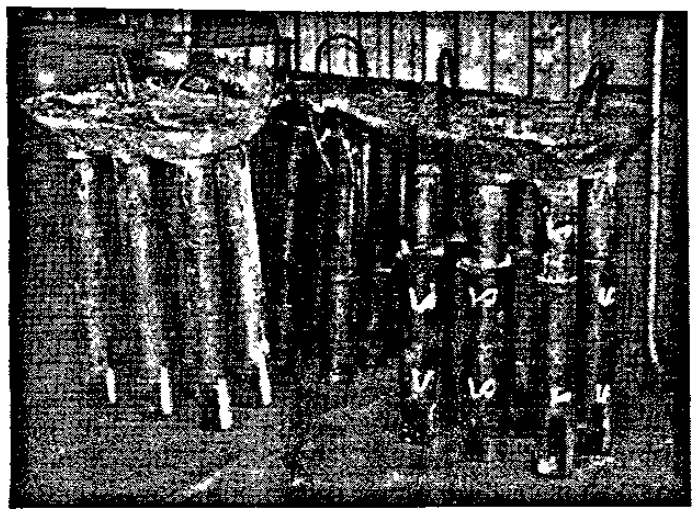


Figura 3.4: Conjunto de barras vaciadas.

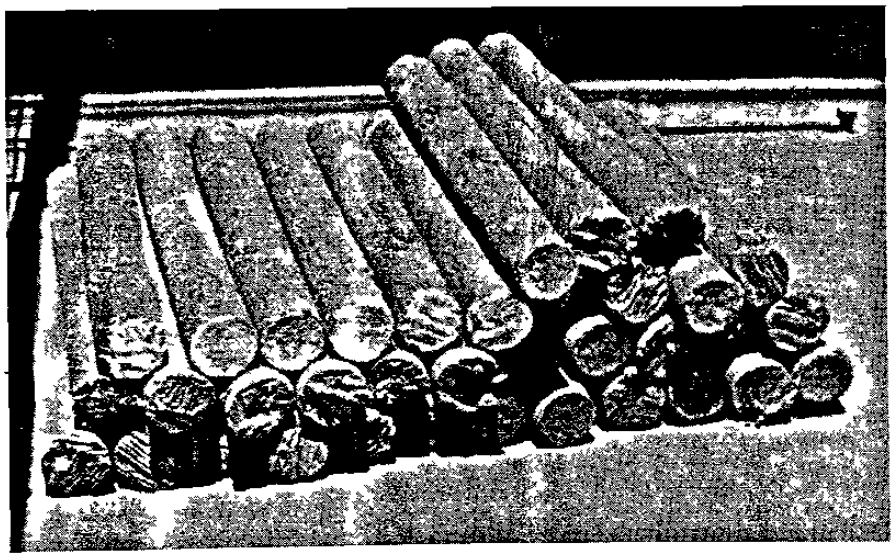


Figura 3.5: Barras cortadas separadas del conjunto.

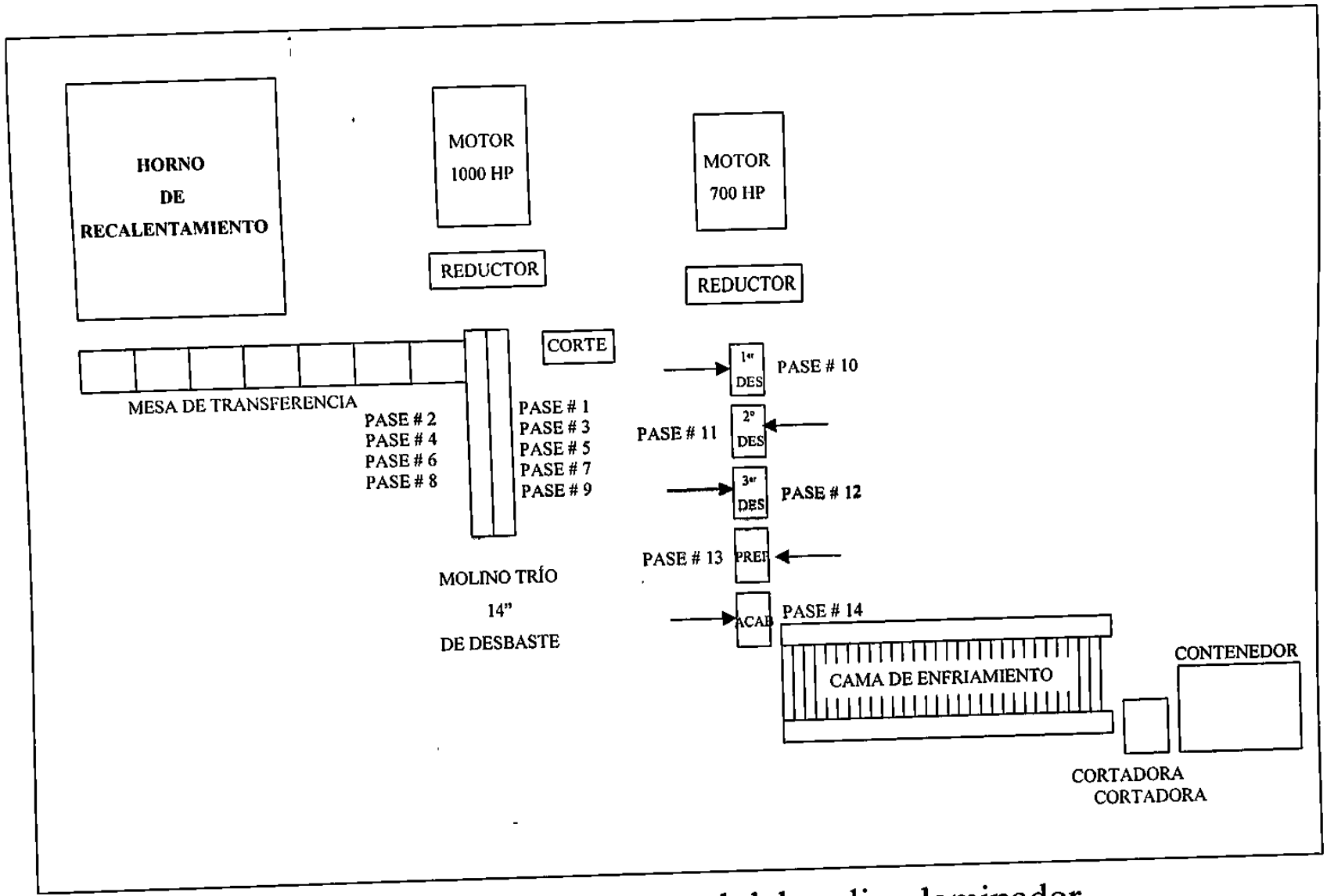


Figura 3.6: Arreglo general del molino laminador.

Figura 3.7: Horno de recalentamiento de barras.

3. 2. LAMINACIÓN.

La laminación de las barras se realizó en la empresa Operadora Metamex S. A. de C. V. El arreglo general del tren laminador está explicado en la Figura 3.6. Éste consta de un horno de recalentamiento de barras de hasta 1,000 mm de longitud con una capacidad de 16 ton por carga, ver Figura 3.7, un molino trío de desbaste con un motor de 1,000 Hp y rodillos de 14" de diámetro, ver Figura 3.8, y un molino Cross Country con 5 castillos y un motor de 700 HP y rodillos de diámetro de 8", ver Figura 3.9.

La secuencia de pases para las barras de esta experimentación se encuentra en la Tabla 3.2, los primeros nueve pases se llevaron a cabo en el molino trío y del 10 al 14 en el molino Cross Country. El producto final fueron barras de 21 mm de diámetro. Después del noveno pase en el molino trío el producto es enviado a la tijera de corte para ser despuntado y enviado al molino Cross Country. Aquí los pases 10, 11 y 12 son de desbaste. El pase 13 es preparador y el 14 es acabador. Lo más peculiar de esta

planta es que el manejo de la barra caliente es llevado acabo en forma manual. El Apéndice G muestra las temperaturas de laminación en cada pase de procesamiento.

A la salida del pase 14 el producto es enviado a la cama de enfriamiento y posteriormente a la tijera de corte para proporcionarle su longitud final, ver Figuras 3.10 y 3.11.

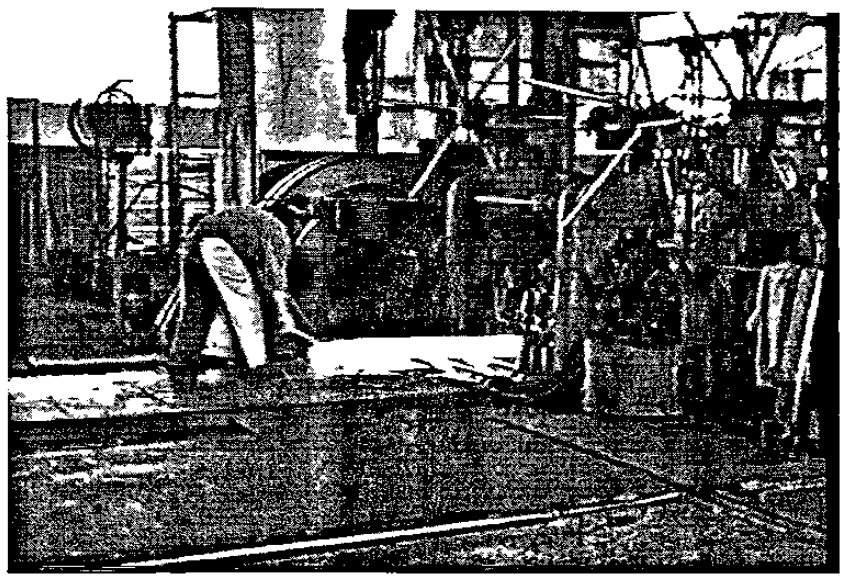


Figura 3.8: Molino trío de desbaste.

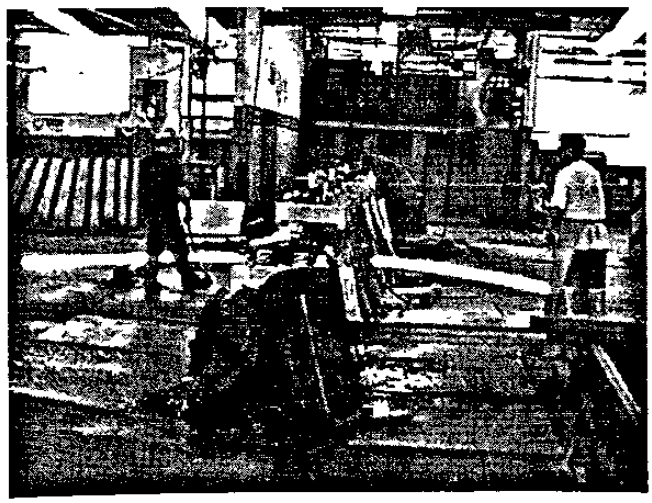


Figura 3.9: Molino Cross Country.

Figura 3.10: Molino Cross Country y cama de enfriamiento.

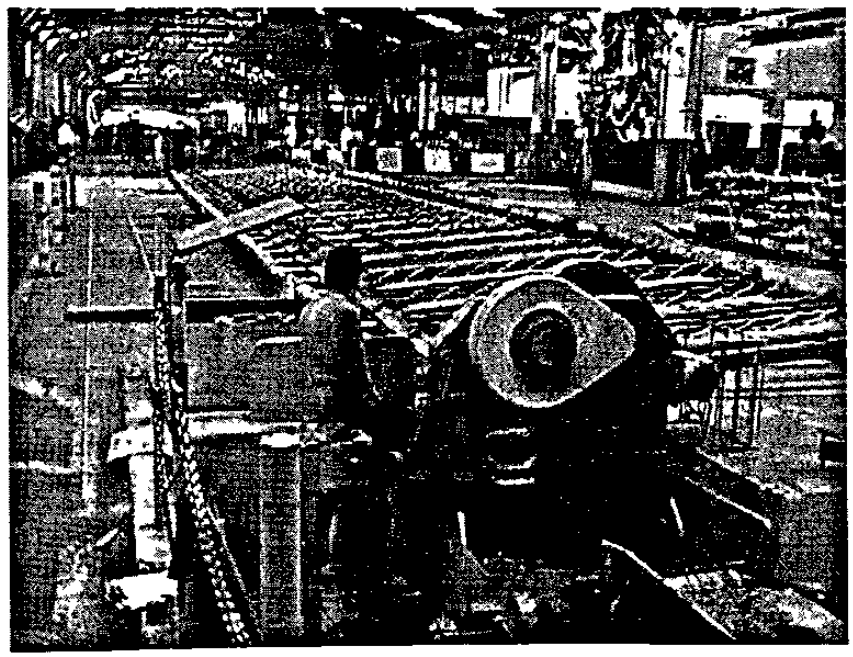


Figura 3.11: Cama de enfriamiento y tijera de corte.

Tabla 3.2: Secuencia de pases.

Pase	Molino	Forma	Dimensión (mm)		
			A Cara	B Diagonal Mayor	H Diagonal Menor
0	Trío	Redondo	100	100	100
1	Trío	Semi plano			
2	Trío	Cuadrado	81.5	106.97	106.97
3	Trío	Rombo	73.7	109.97	84
4	Trío	Rombo	62.2	90.53	71.7
5	Trío	Cuadrado	57.15	74.19	74.19
6	Trío	Rombo	52.58	80.97	49.86
7	Trío	Cuadrado	44.45	56.23	56.23
8	Trío	Rombo	41.8	60.11	43.72
9	Trío	Cuadrado	38.1	47.26	47.26
10	C. Country	Rombo			
11	C. Country	Rombo			
12	C. Country	Cuadrado	29	41.01	41.01
13	C. Country	Ovalo		28	19
14	C. Country	Redondo	20.64	20.64	20.64

Lista de figuras:

Figura 3.1: Vaciado del horno de inducción.
Figura 3.2:Carga metálica, recorte de lámina de acero.
Figura 3.3: Ensamble de molduras para el vaciado de las barras de acero.
Figura 3.4: Conjunto de barras vaciadas.
Figura 3.5: Barras cortadas separadas del conjunto.
Figura 3.6: Arreglo general del molino laminador.
Figura 3.7: Horno de recalentamiento de barras.
Figura 3.8: Molino trío de desbaste.
Figura 3.9: Molino Cross Country.
Figura 3.10: Molino Cross Country y cama de enfriamiento.
Figura 3.11: Cama de enfriamiento y tijera de corte

Lista de Tablas:

Tabla 3.1: Datos característicos del horno de inducción.
Tabla 3.2: Secuencia de pases.

CAPÍTULO 4

EXPERIMENTACIÓN

4. 1. MATERIALES.

Dos familias de aceros fueron producidas: (1) acero al Si y (2) acero al Mn. Su composición química se encuentra sumarizada en la Tabla 4.1. Las barras obtenidas de la laminación, de 21 mm de diámetro fueron maquinadas en probetas de tensión y sometidas a tratamiento térmico.

Tabla 4.1: Análisis químico de las familias de los aceros producidos.

Análisis químico de aceros al Silicio (% en peso)

Acero	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
1	0.13	0.62	0.01	0.007	0.009	0.167	0.056	0.018	0.003
2	0.10	0.48	0.39	0.004	0.012	0.135	0.049	0.020	0.001
6	0.11	0.64	0.38	0.006	0.012	0.124	0.046	0.018	0.002
5	0.10	0.44	0.66	0.008	0.010	0.115	0.041	0.008	0.002
3	0.11	0.75	1.23	0.006	0.009	0.104	0.037	0.018	0.002
4	0.12	0.73	2.02	0.005	0.012	0.129	0.047	0.021	0.001

Análisis químico de aceros al Manganeso (% en peso)

Acero	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
1	0.12	0.44	0.46	0.004	0.007	0.026	0.006	0.009	0.001
5	0.07	0.68	0.41	0.005	0.007	0.021	0.011	0.011	0.001
3	0.11	0.92	0.61	0.005	0.006	0.020	0.002	0.008	0.001
4	0.09	1.19	0.49	0.007	0.006	0.023	0.003	0.012	0.002
6	0.09	1.80	0.83	0.004	0.010	0.056	0.002	0.010	0.002
2	0.10	1.92	0.69	0.005	0.006	0.055	0.002	0.012	0.009

4. 2. TRATAMIENTO TÉRMICO.

Las piezas maquinadas se sometieron a un tratamiento térmico intercrítico con media hora de homogenización térmica y acompañado con temple en agua, Figura 4.1. Para lograr variaciones en el contenido de martensita se establecieron cuatro niveles de temperatura intercrítica definidos por la quinta parte de la diferencia entre las temperaturas A_{c1} y A_{c3} dadas por la fórmula de Andrwes [1C], Tabla 4.2.

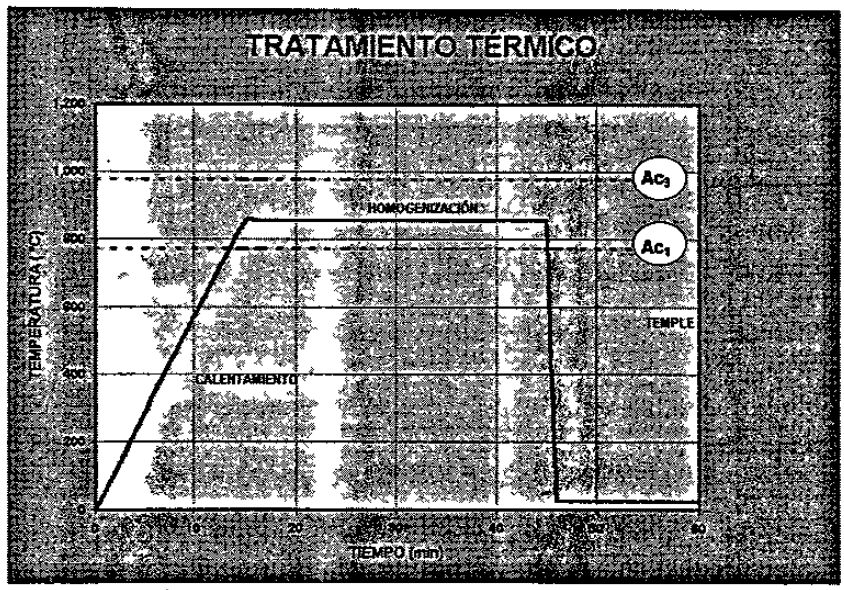


Figura 4.1: Temple intercrítico.

Tabla 4.2: Temperaturas intercríticas consideradas.

ACEROS AL Si

Nº. de ACERO	Si (% peso)	Temperatura intercrítica (ºC) A	B	C	D	Ac1 (ºC)	Ac3 (ºC)
1	0.01	751	787	822	857	716	893
2	0.39	765	802	839	875	729	912
6	0.38	763	800	836	873	727	909
5	0.66	775	814	852	890	737	929
3	1.23	789	828	867	905	750	944
4	2.02	814	855	896	937	774	978

ACEROS AL Mn

Nº. de ACERO	Mn (% peso)	Temperatura intercrítica (ºC) A	B	C	D	Ac1 (ºC)	Ac3 (ºC)
1	0.44	756	779	803	827	732	851
5	0.68	753	779	805	830	728	856
3	0.92	753	775	797	819	731	842
6	1.19	748	771	794	817	725	840
4	1.80	749	770	791	813	728	834
2	1.92	742	762	781	801	723	821

Un ejemplo de esta división de temperaturas críticas se encuentra representado en la Figura 4.2 para el caso del acero con 2% de Si.

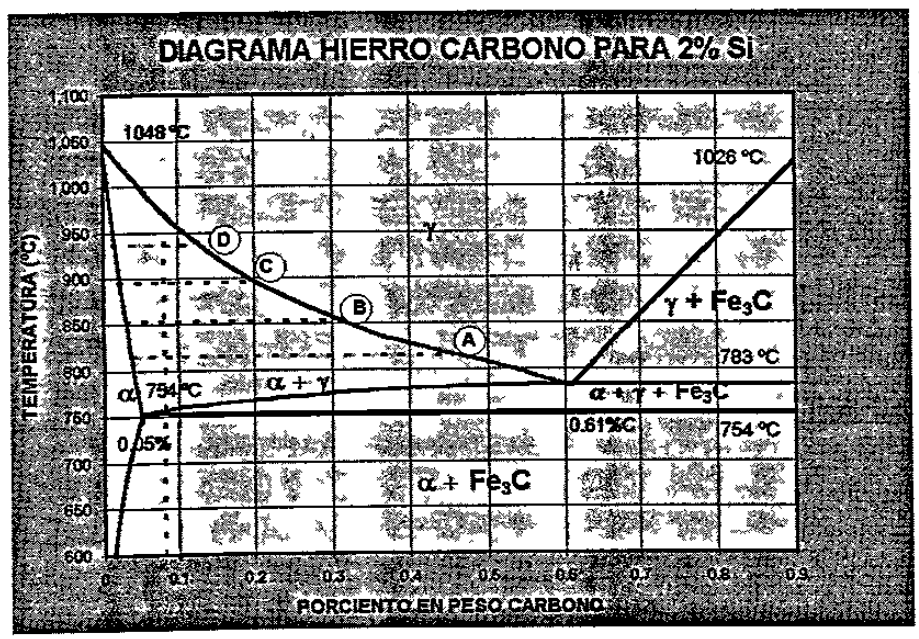


Figura 4.2: Temperaturas intercríticas para el acero de 2% de Si.

El calentamiento de las piezas fue realizado en un horno mufla de resistencia eléctrica marca Thermkraft Incorporated con una potencia de 6,900 W y una temperatura máxima de 1,380°C, bajo una atmósfera de Argón a una presión positiva de 1 cm de H_2O para evitar oxidación de la superficie de la pieza a tratar. Se utilizó equipo de termometría para registrar las curvas de calentamiento y de enfriamiento de las piezas, alcanzándose velocidades de enfriamiento hasta de 60 °C/seg.

4. 3. ENSAYOS MECÁNICOS

Los materiales tratados térmicamente fueron primero maquinados a probetas de tensión como la mostrada en la Figura 4.3. Luego, con el propósito de investigar el efecto del trabajo en frío en la relación de esfuerzo-deformación, los especímenes fueron estirados uniaxialmente a temperatura ambiente hasta fractura a una razón de 2 mm/min en una máquina Tinius Olsen, modelo 290 SN de 540 kN, con una longitud de referencia de 50.8 mm. La medición de la deformación se realizó por desplazamiento del pistón de la máquina. Un total de 180 especímenes fueron probados, 90 de cada familia, para garantizar que al menos uno de los ensayos arrojará resultados aceptables, Tabla 4.3.

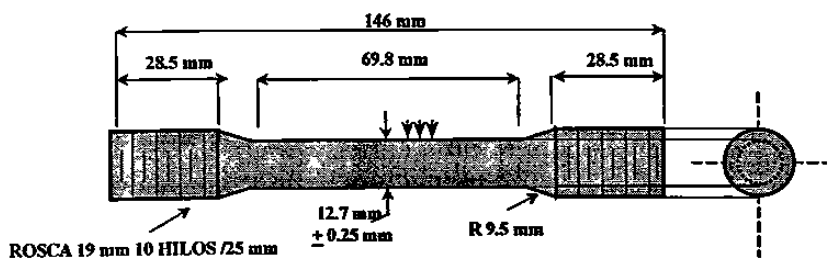


Figura 4.3: Forma y dimensiones del espécimen de tensión.

Tabla 4.3: Cantidad de ensayos realizados.

ACEROS AL Si

Nº de ACERO	Si (%)	Sin Tratamiento	Temperatura intercrítica (ºC) A	B	C	D	Total
1	0.01	3	3	3	3	3	15
2	0.39	3	3	3	3	3	15
6	0.38	3	3	3	3	3	15
5	0.66	3	3	3	3	3	15
3	1.23	3	3	3	3	3	15
4	2.02	3	3	3	3	3	15
Total		18	18	18	18	18	90

ACEROS AL Mn

Nº de ACERO	Mn (%)	Sin Tratamiento	Temperatura intercrítica (ºC) A	B	C	D	Total
1	0.44	3	3	3	3	3	15
5	0.68	3	3	3	3	3	15
3	0.92	3	3	3	3	3	15
6	1.19	3	3	3	3	3	15
4	1.80	3	3	3	3	3	15
2	1.92	3	3	3	3	3	15
Total		18	18	18	18	18	90

Gran total de ensayos	180

Las microestructuras de los aceros fueron examinadas usando material tomado de las piezas fracturadas de la prueba de tensión, a una distancia de 9 a 12 mm de la zona de la fractura. El volumen de las fases presente, el tamaño de grano ferrítico y de partícula martensítica, perlítica y bainítica fue determinado por microscopía óptica usando un analizador de imágenes marca " Image-Pro Plus versión 3.0 ". Las probetas se atacaron con Nital al 3% para revelar las fronteras de grano y medir su tamaño, también se usó LePera [2C] (una mezcla 1:1 de nital al 4% y metabisulfito de sodio en agua destilada al 1%) el cual revela a la ferrita de color entre azul a café brillante, la martensita y la austenita se muestran de color blanco, la bainita y la martensia revenida café oscuro y la perlita negra o gris.

Lista de figuras:

Figura 4.1: Temple intercrítico.
Figura 4.2: Temperaturas intercríticas para el acero de 2% de Si.
Figura 4.3: Forma y dimensiones del espécimen de tensión.

Lista de Tablas:

Tabla 4.1: Análisis químico de las familias de aceros producidos.
Tabla 4.2: Temperaturas intercríticas consideradas.
Tabla 4.3: Cantidad de ensayos realizados.

REFERENCIAS

[1C] K. W. Andrews. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. Journal of the Iron and Steel Institute, Luly 1965. Pg. 721-727.

[2C] Frank S. LePera. Improved Etching Technique to Emphasize martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel. Journal of Metals. March 1980. Pg. 38-39.

CAPÍTULO 5

ANÁLISIS DE PRUEBAS MECÁNICAS

Los resultados obtenidos en los ensayos de tensión fueron convertidos a deformaciones y esfuerzos verdaderos, ε y σ, utilizando las expresiones [1D]:

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \tag{5.1}$$

$$\sigma = P/A_0\,(e + 1) \tag{5.2}$$

donde P, Ao y e son la carga aplicada, el área de la sección transversal inicial y la deformación lineal convencional.

La conversión de la información a gráficas de ln $(d\sigma_t / d\varepsilon)$ vs ln σ_t y los cálculos de las pendientes e intercecciones con el eje de las ordenadas fueron realizados por el método de ajuste de mínimos cuadrados utilizando el paquete de computación Excel. La pendiente, $d\sigma_t / d\varepsilon$, fue definida como la tangente de la curva y fue procesada por el método de la interpolación de Lagrange de una parábola de segundo grado [2D].

A continuación se expondrá los resultados obtenidos de los ensayos mecánicos para los dos grupos de familias de aceros analizados, al Si y al Mn.

5.1. ACEROS AL SILICIO.

Las curvas esfuerzo-deformación verdaderos se muestran en las Figuras 5.1a a 5.1f. Los datos de las pruebas de tensión, la resistencia última a la tensión verdadera σ_{tu}, la resistencia a la cedencia verdadera $\sigma_{t0.2}$, la relación de éstas, la máxima deformación uniforme verdadera ε_u, la deformación verdadera a la fractura ε_t, el producto σ_{tu} x ε_t (equivalente a la tenacidad), y el porciento de reducción de área se muestran en la Tabla 5.1.

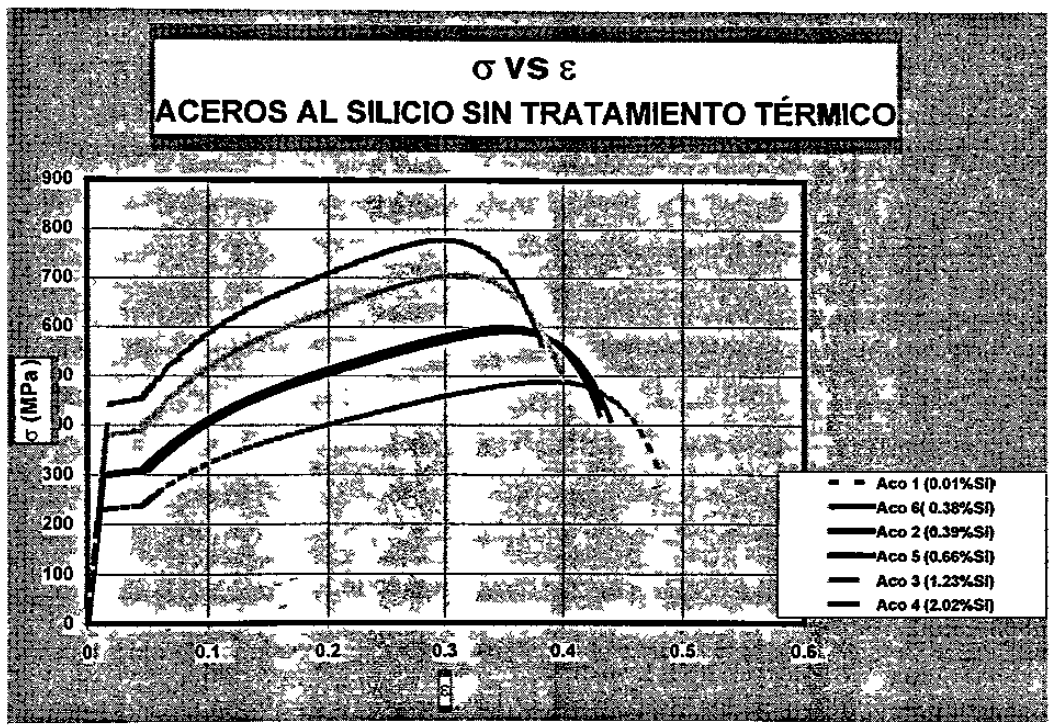


Figura 5.1a: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al Si sin tratamiento térmico.

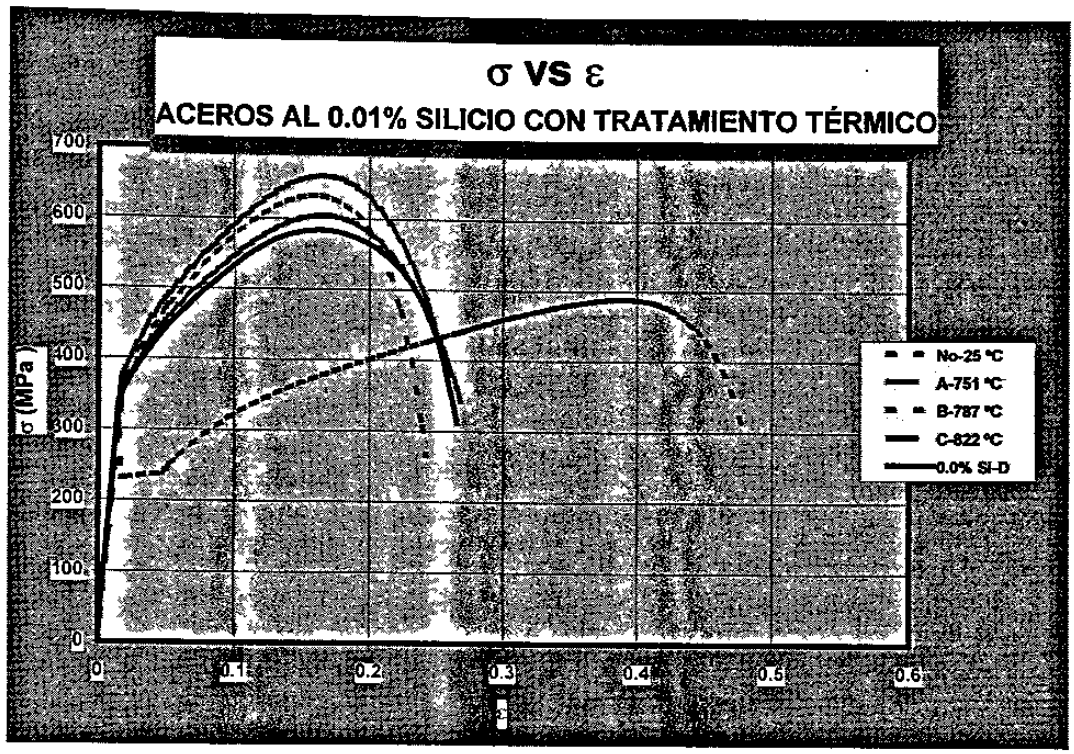


Figura 5.1b: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.01%Si.

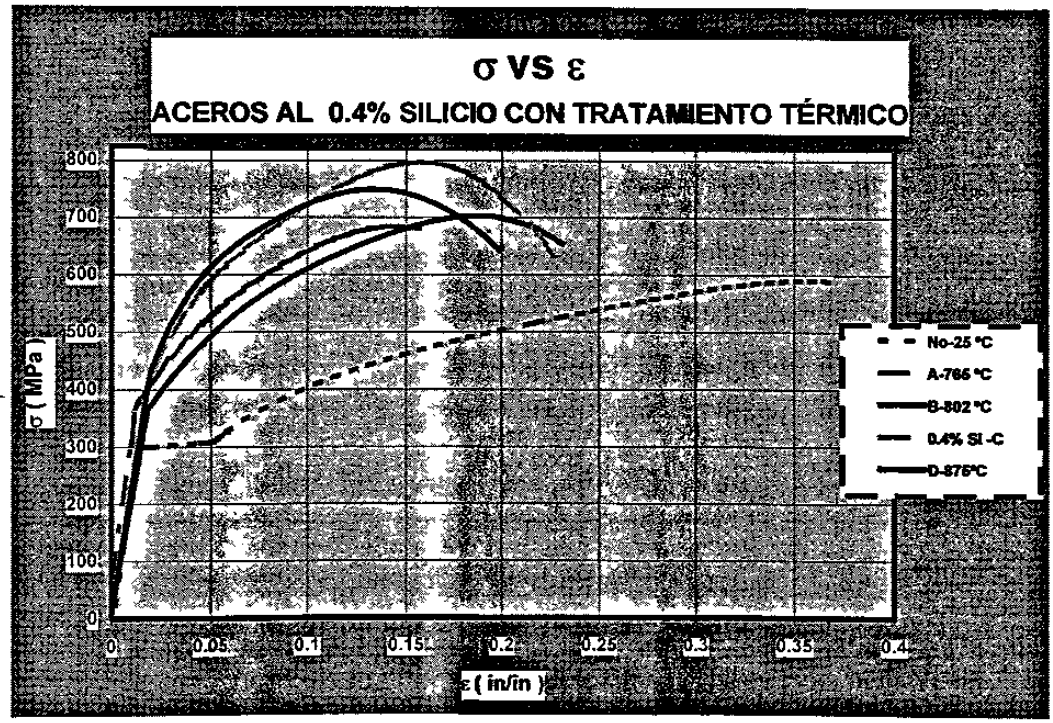


Figura 5.1c: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0. 4%Si.

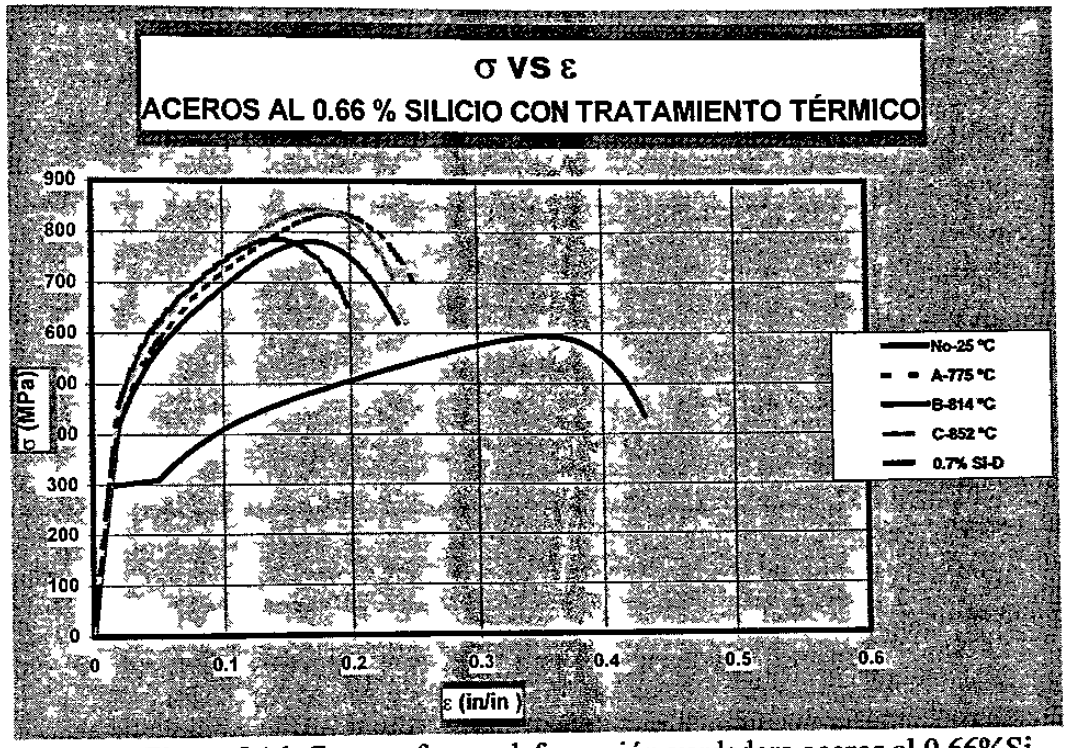


Figura 5.1d: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.66%Si.

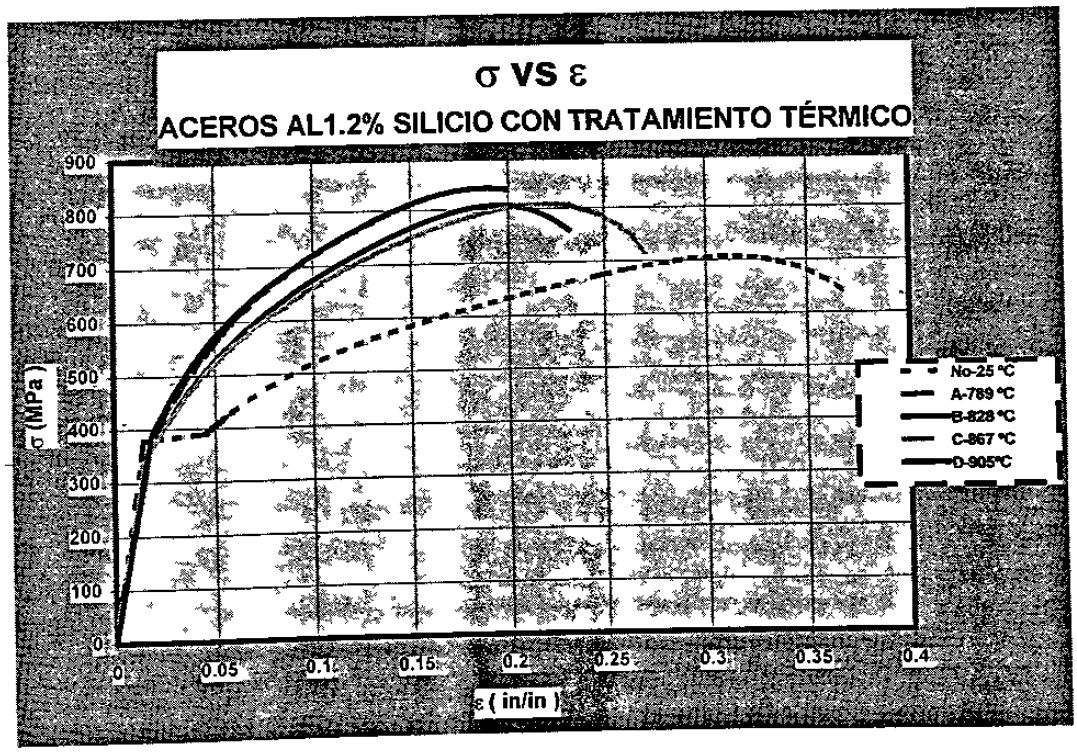


Figura 5.1e: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 1.2 %Si.

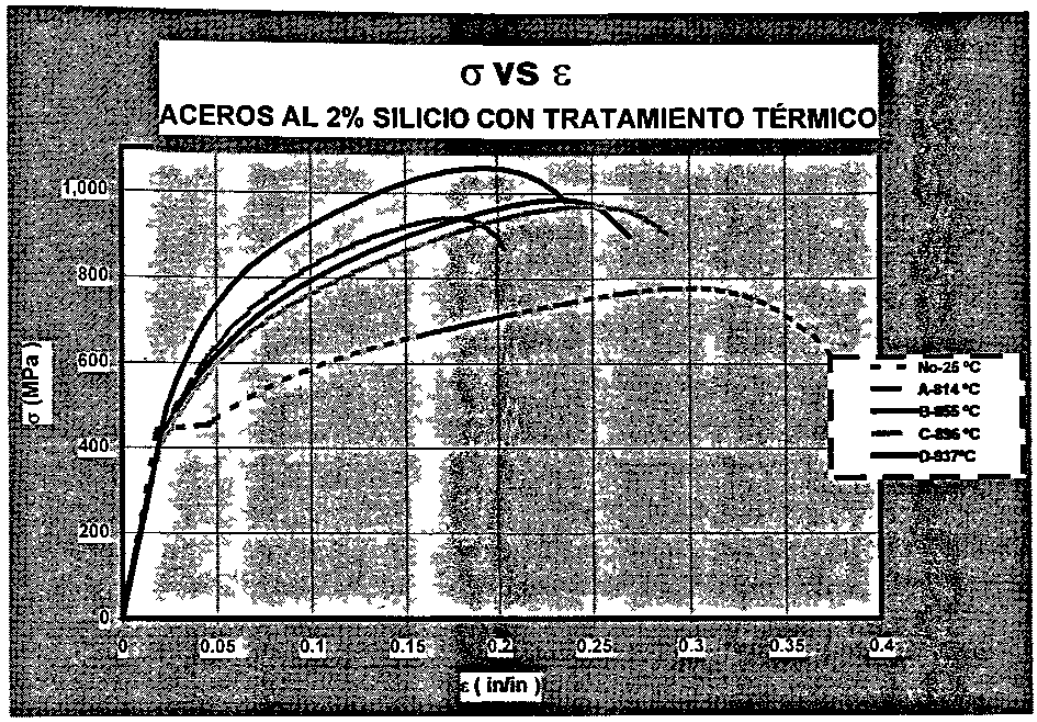


Figura 5.1f: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 2.0 %Si.

Tabla 5.1: Propiedades mecánicas de la familia de aceros al silicio.

Tipo de acero	Nivel	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_u MPa	$\sigma_{0.2}/\sigma_u$	ε_u %	ε_t %	$\sigma_u \times \varepsilon_t$ MPa x %	Reducción de área %
	25°C	231.3	469.2	0.49	32.2	48.0	22,544	79.1
	A	370.5	654.3	0.57	14.8	25.2	16,470	
1	B	364.8	629.8	0.58	14.8	24.2	15,233	66.6
	C	346.9	599.8	0.58	14.8	26.7	16,037	78.9
	D	341.1	581.1	0.59	14.8	26.5	15,379	75.4
	25°C	297.7	570.1	0.52	30.0	40.0	22,804	73.5
	A	368.3	679.5	0.54	13.1	21.8	14,846	67.8
2	B	364.0	694.4	0.52	16.6	27.0	18,767	67.2
	C	412.5	794.8	0.52	14.8	22.8	18,147	58.3
	D	432.2	745.8	0.58	12.2	21.4	15,988	63.1
	25°C	298.4	575.9	0.52	30.0	43.2	24,861	73.0
	A	433.3	830.9	0.52	17.4	25.0	20,737	49.3
5	B	414.7	776.6	0.53	15.7	23.7	18,440	58.4
	C	439.9	837.3	0.53	15.7	23.4	19,616	48.9
	D	455.3	782.2	0.58	13.1	20.6	16,141	60.6
	25°C	378.0	684.7	0.55	26.2	40.0	27,389	68.3
	A	376.5	849.0	0.44	18.2	25.8	21,922	50.3
3	B	336.9	797.0	0.42	17.4	25.0	19,949	53.9
	C	336.9	796.0	0.42	19.1	27.8	22,159	59.1
	D	386.1	829.2	0.47	16.6	24.7	20,482	51.6
	25°C	442.3	762.9	0.58	26.2	38.2	29,171	67.5
	A	415.6	935.0	0.44	16.1	20.4	19,083	37.7
4	B	412.4	968.5	0.43	20.4	26.9	26,073	42.0
	C	397.6	945.7	0.42	20.7	28.8	27,266	42.6
	D	495.1	1,044.6	0.47	16.6	23.6	24,634	43.7

Las Figuras 5.2a a la 5.2f muestran las representaciones de las curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ, distribuidas en tipos de acero.

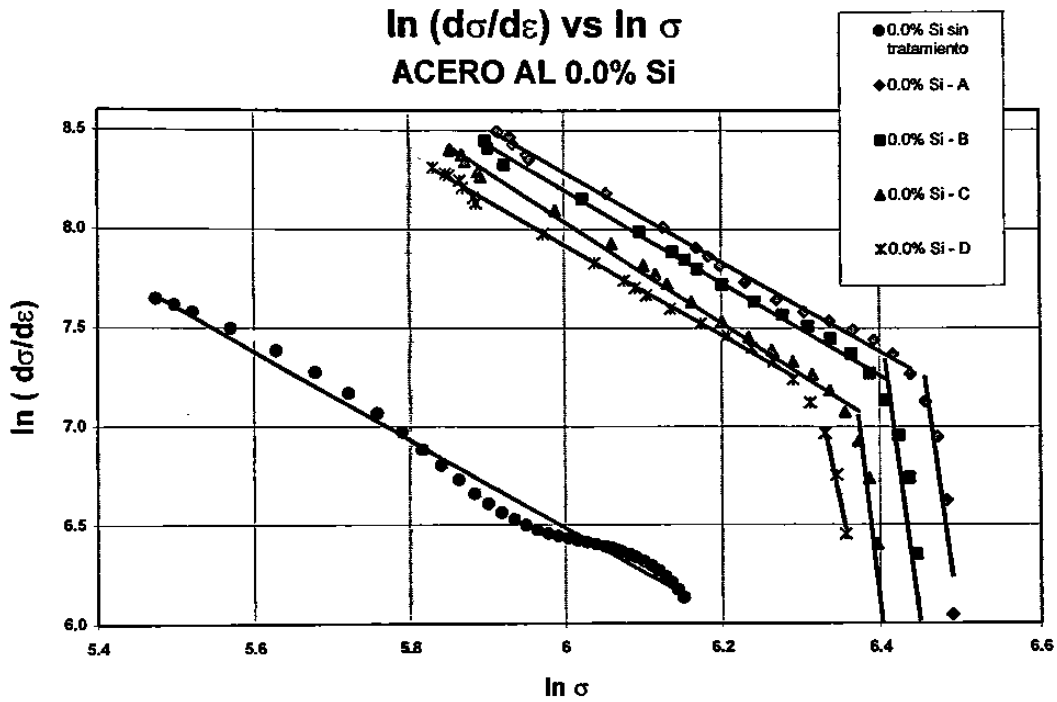


Figura 5.2a: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 0% silicio.

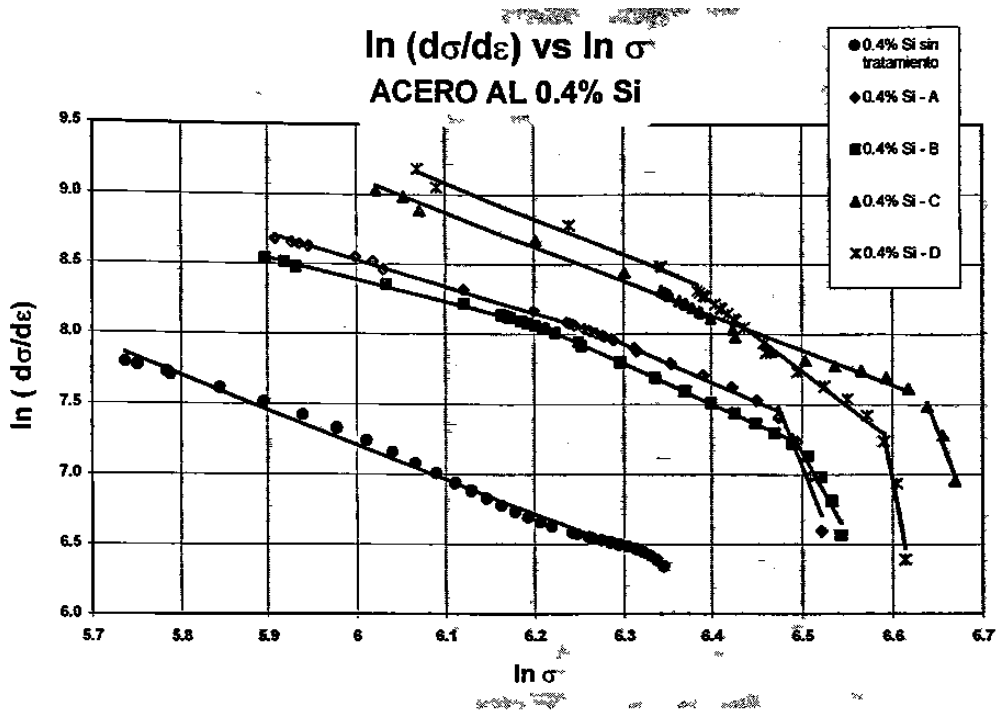


Figura 5.2b: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 0.4% silicio.

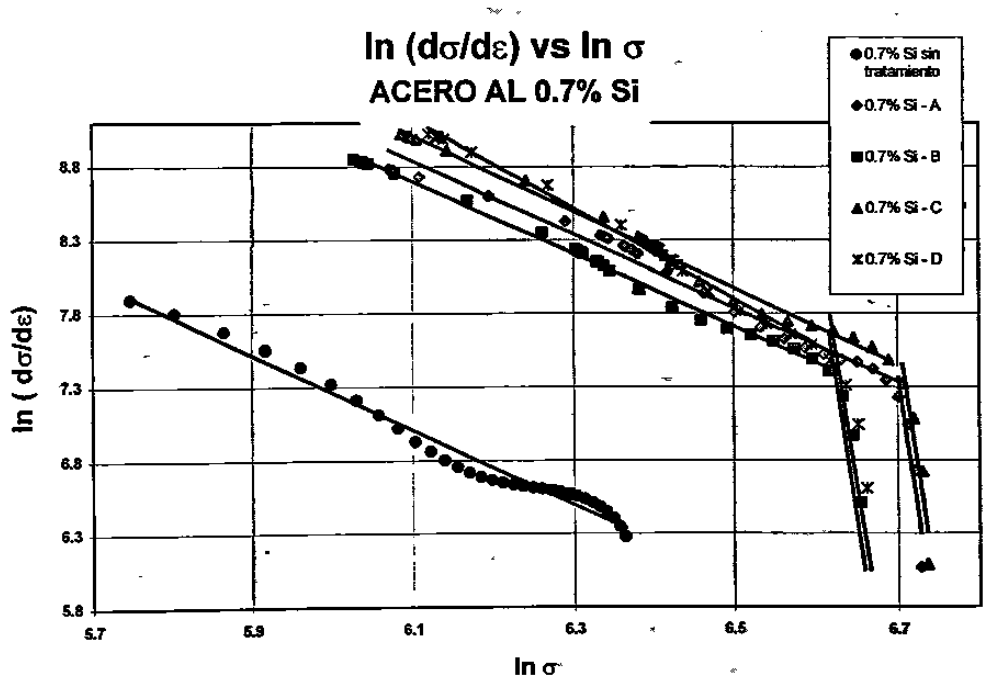


Figura 5.2c: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 0.7% silicio.

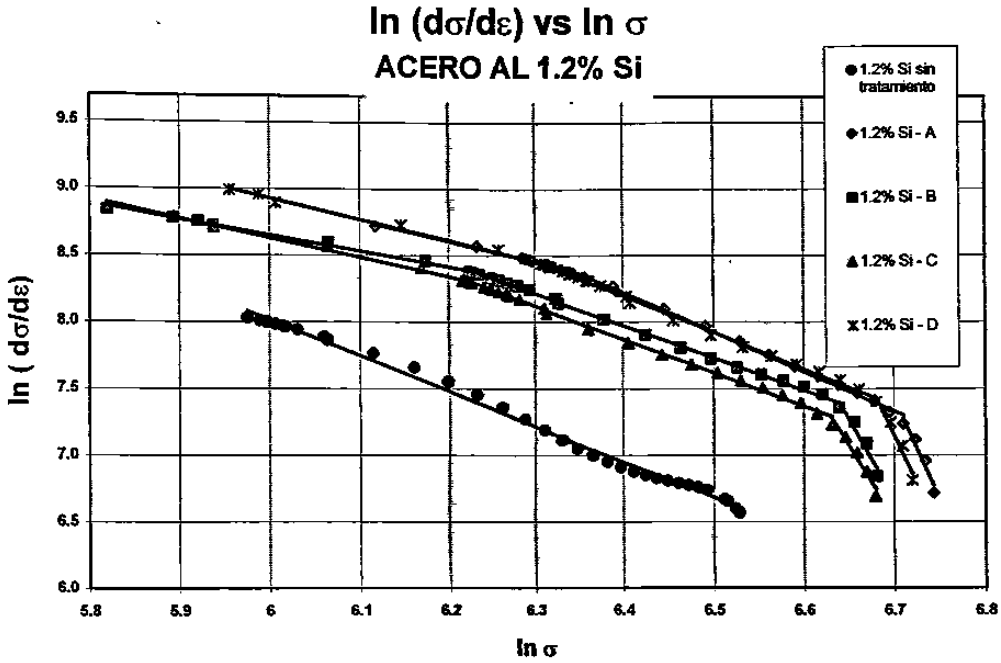


Figura 5.2d: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 1.2% silicio.

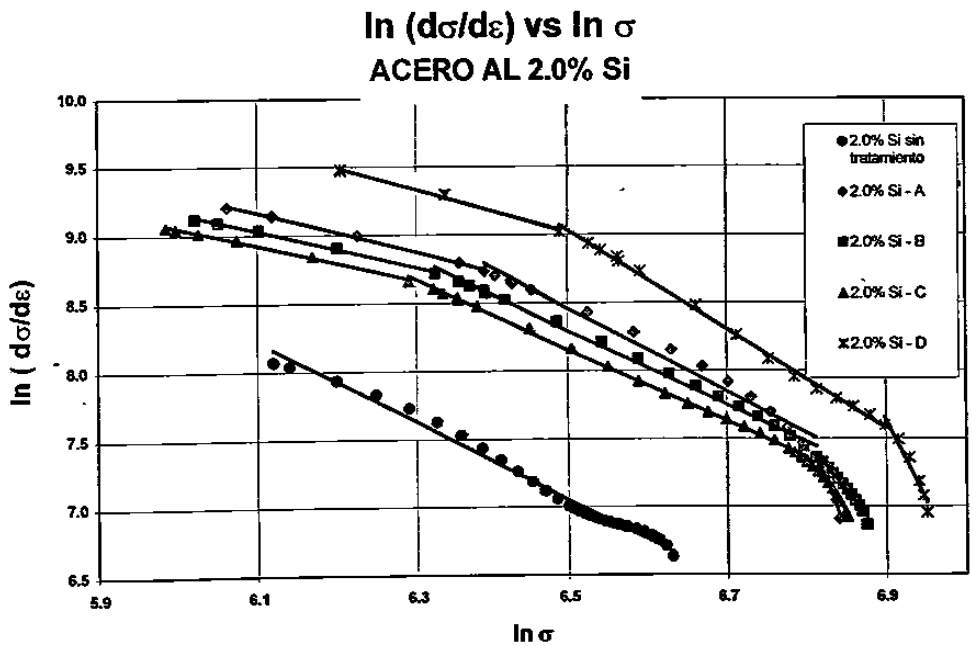


Figura 5.2e: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. Ln σ verdaderas para los aceros al 2% silicio.

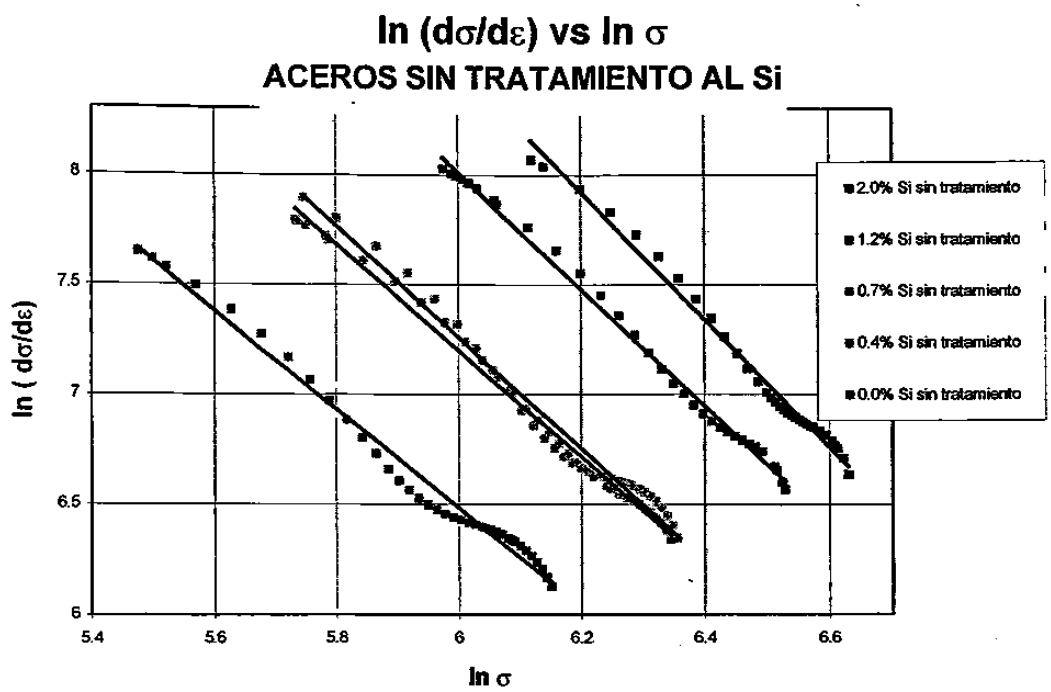


Figura 5.2f: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al silicio sin tratamiento térmico.

5.2. ACEROS AL MANGANESO.

Las curvas esfuerzo-deformación verdaderos obtenidas de los aceros al Mn se muestran en la Figura 5.3. Los datos de las pruebas de tensión, la resistencia última a la tensión verdadera σ_{tu}, la resistencia a la cedencia verdadera $\sigma_{t0.2}$, la relación de éstas, la máxima deformación uniforme verdadera ε_u, la deformación verdadera a la fractura ε_t, el producto σ_{tu} x ε_t (equivalente a la tenacidad), y el porciento de reducción de área se encuentran mostradas en la Tabla 5.2.

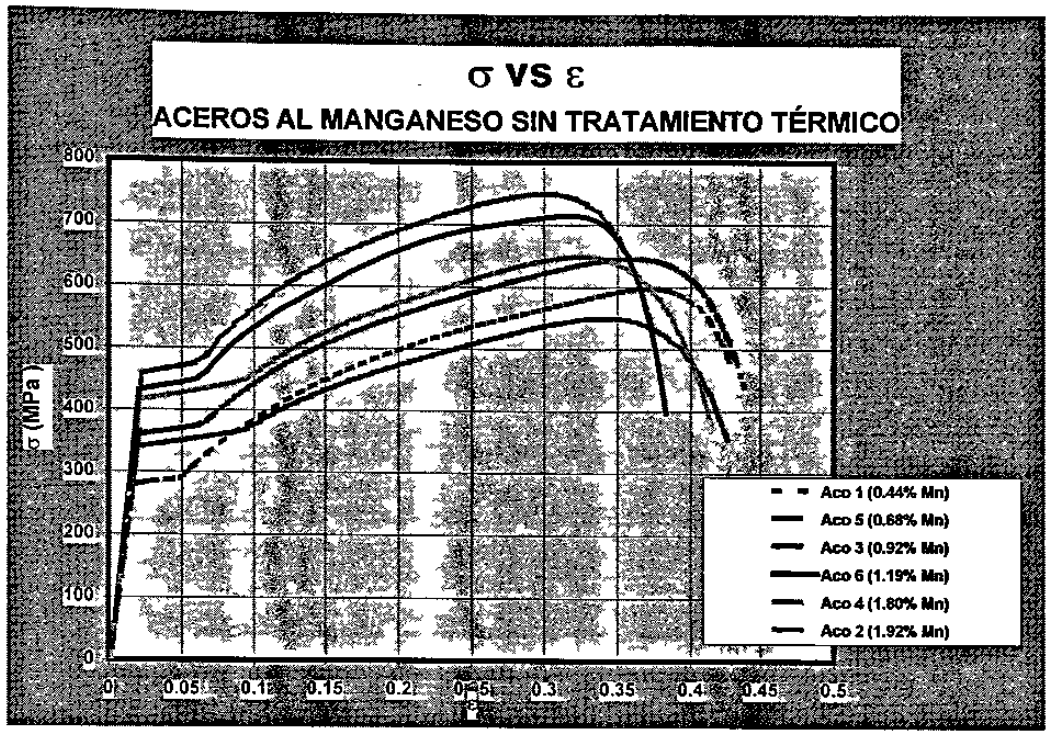


Figura 5.3a: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al Mn sin tratamiento térmico.

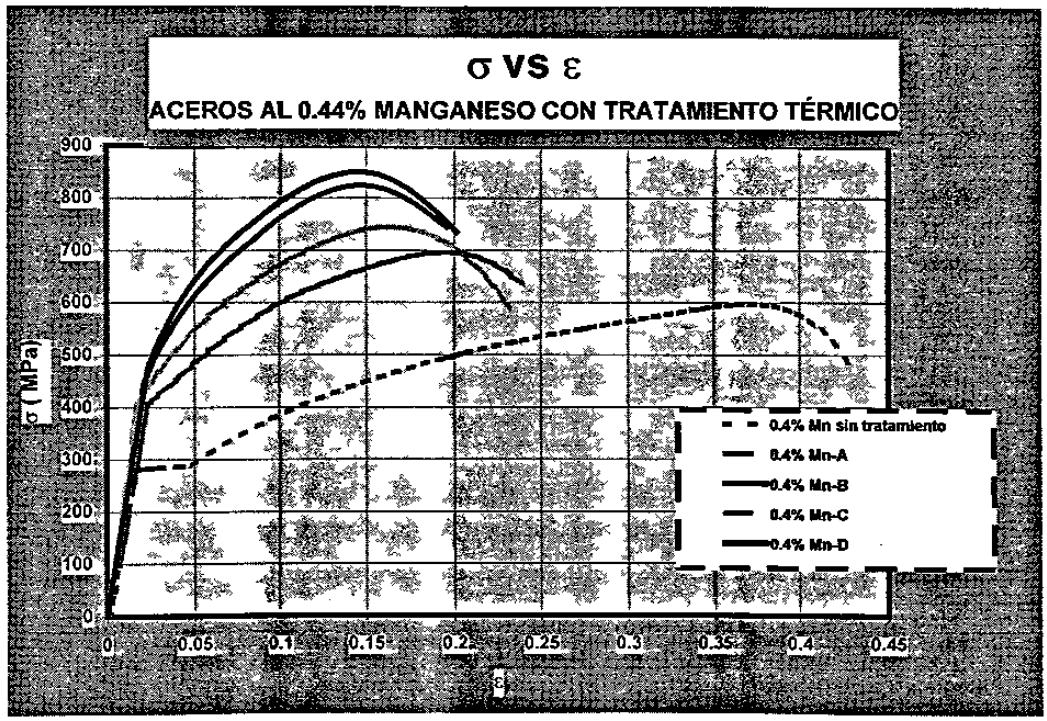


Figura 5.3b: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.44% Mn.

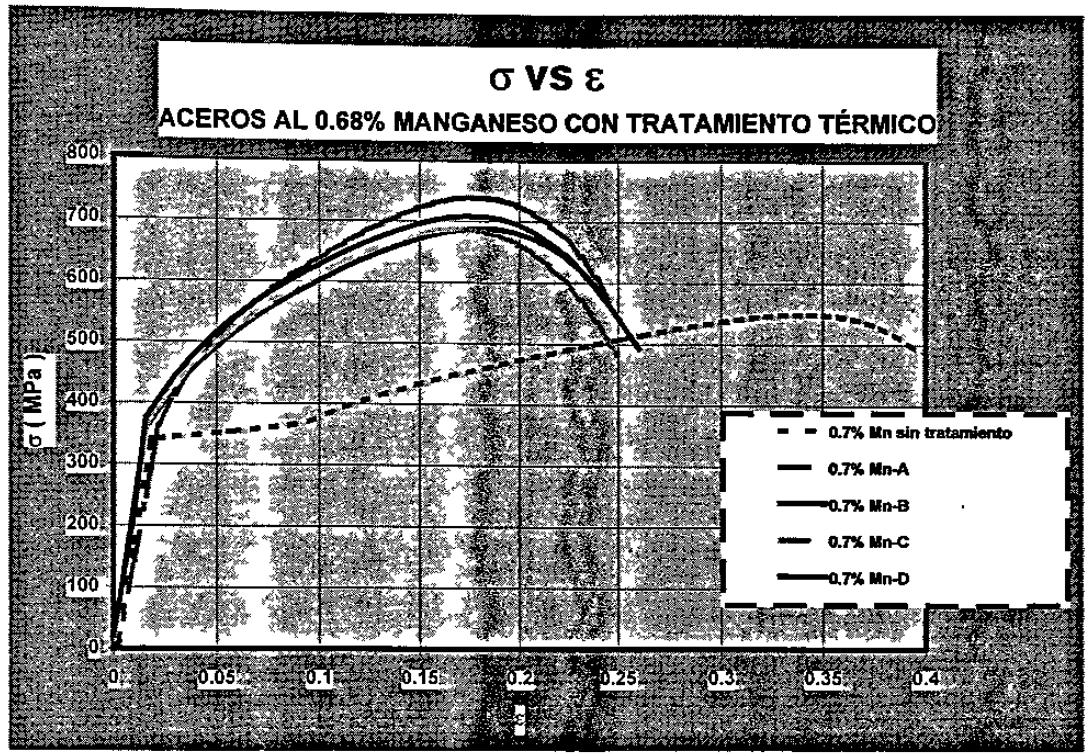


Figura 5.3c: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.68% Mn.

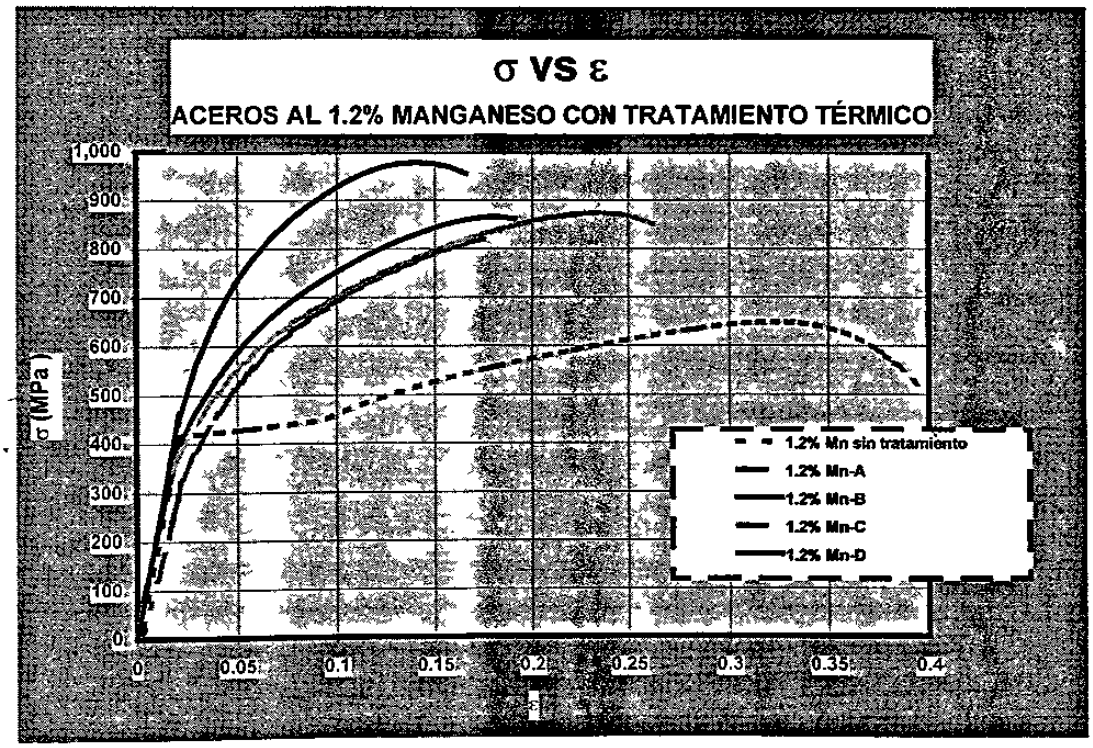


Figura 5.3d: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 1.2% Mn.

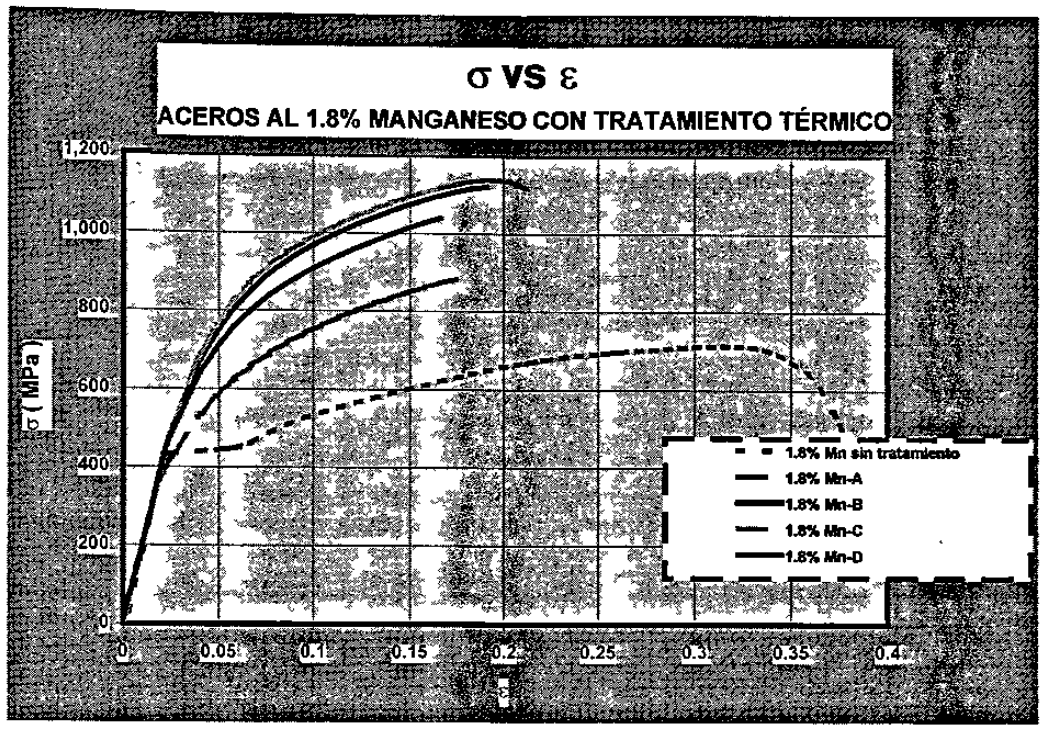


Figura 5.3e: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 1.8% Mn.

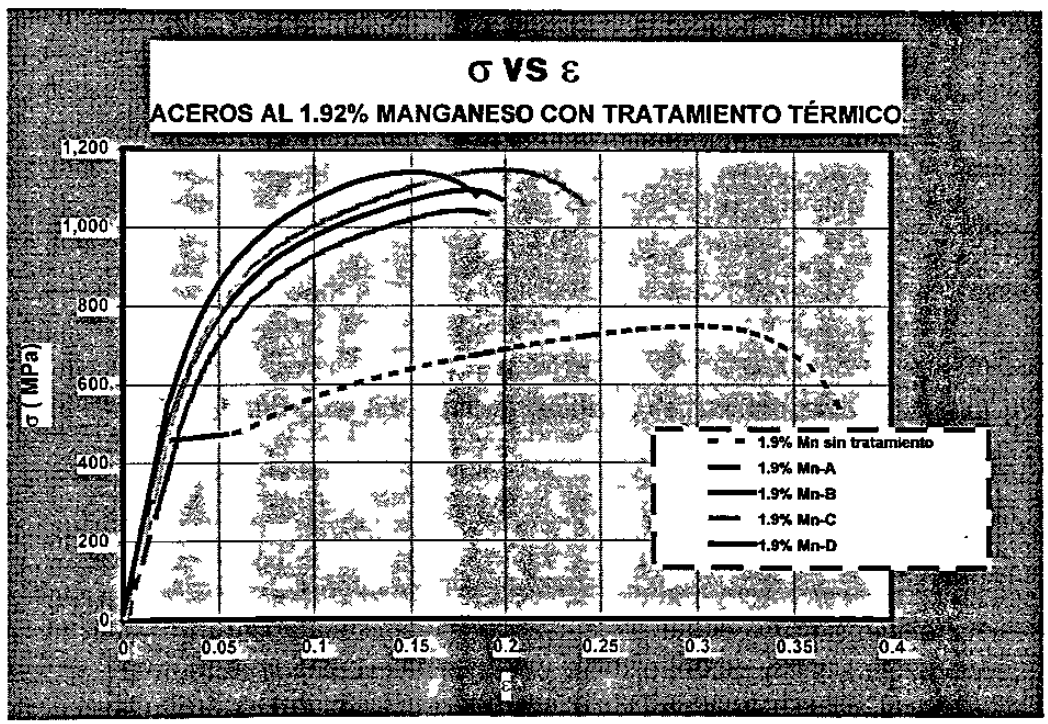


Figura 5.3f: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 1.92% Mn.

149862

Tabla 5.2: Propiedades mecánicas de la familia de aceros al manganeso.

Tipo de acero	Nivel	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_u MPa	$\sigma_{0.2}/\sigma_u$	ε_u %	ε_t %	$\sigma_u \times \varepsilon_t$ MPa x %	Reducción de área %
1	25ºC	289.6	564.6	0.51	30.0	43.1	24,318	71.4
	A	405.5	687.7	0.59	17.4	27.4	18,829	68.0
	B	447.9	815.5	0.55	13.1	19.6	15,958	43.1
	C	406.3	738.7	0.55	14.8	23.3	17,178	61.2
	D	491.9	843.2	0.58	13.1	20.2	17,004	51.6
5	25ºC	369.8	537.3	0.69	30.0	42.6	22,903	74.8
	A	362.0	735.4	0.49	16.6	24.5	18,013	60.3
	B	356.9	683.8	0.52	16.6	24.5	16,750	69.7
	C	373.8	677.8	0.55	14.8	25.0	16,916	68.1
	D	442.2	706.5	0.63	16.6	26.0	18,387	70.4
4	25ºC	443.4	630.5	0.70	27.8	41.3	26,059	77.1
	A	318.9	824.8	0.39	18.0	23.9	19,693	42.6
	B	354.8	859.3	0.41	16.6	22.2	19,039	43.9
	C	333.1	855.9	0.39	19.9	28.1	24,074	51.8
	D	457.7	966.5	0.47	12.2	18.0	17,367	41.7
6	25ºC	448.3	682.6	0.66	23.1	38.3	26,165	72.5
	A	361.1	901.3	0.40	19.1	25.8	23,223	41.2
	B	480.2	1,106.7	0.43	17.4	22.2	24,521	27.8
	C	496.3	1,125.2	0.44	17.4	21.3	23,950	26.6
	D	450.4	1,061.0	0.42	18.2	25.3	26,804	43.2
2	25ºC	490.1	721.0	0.68	23.9	37.5	27,026	65.3
	A	492.4	1,029.3	0.48	15.7	19.0	19,508	24.2
	B	489.8	1,077.5	0.45	15.7	19.8	21,294	23.1
	C	535.9	1,124.8	0.48	16.6	24.2	27,205	39.2
	D	561.2	1,128.5	0.50	13.1	18.5	20,833	37.8

La Figura 5.4 muestra las representaciones de las curvas ln $(d\sigma/d\varepsilon)$ vs. ln σ, distribuidas en tipos de acero al manganeso.

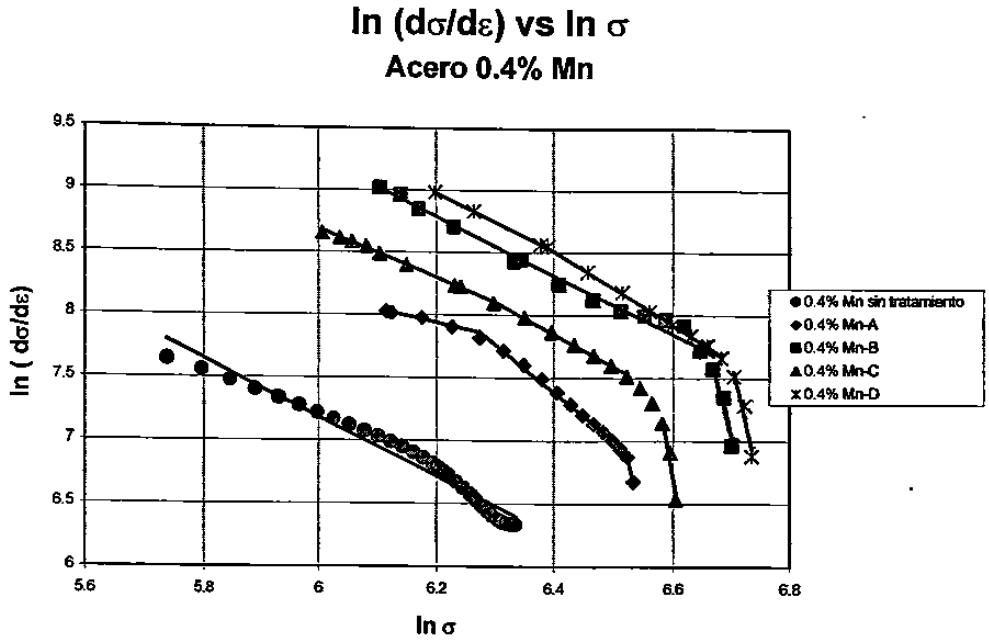


Figura 5.4a: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 0.4% manganeso.

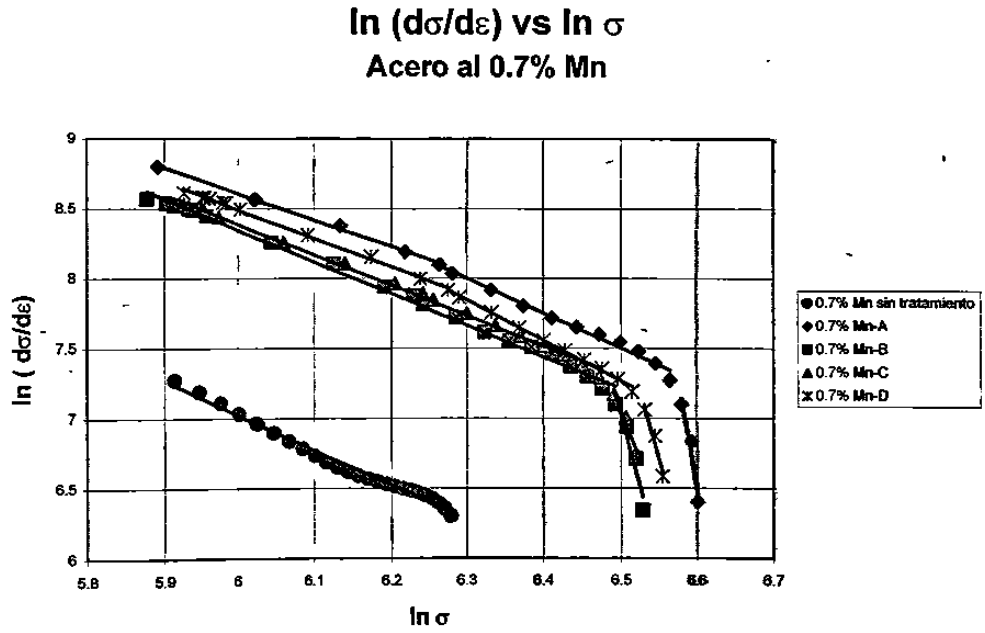


Figura 5.4b: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 0.7% manganeso.

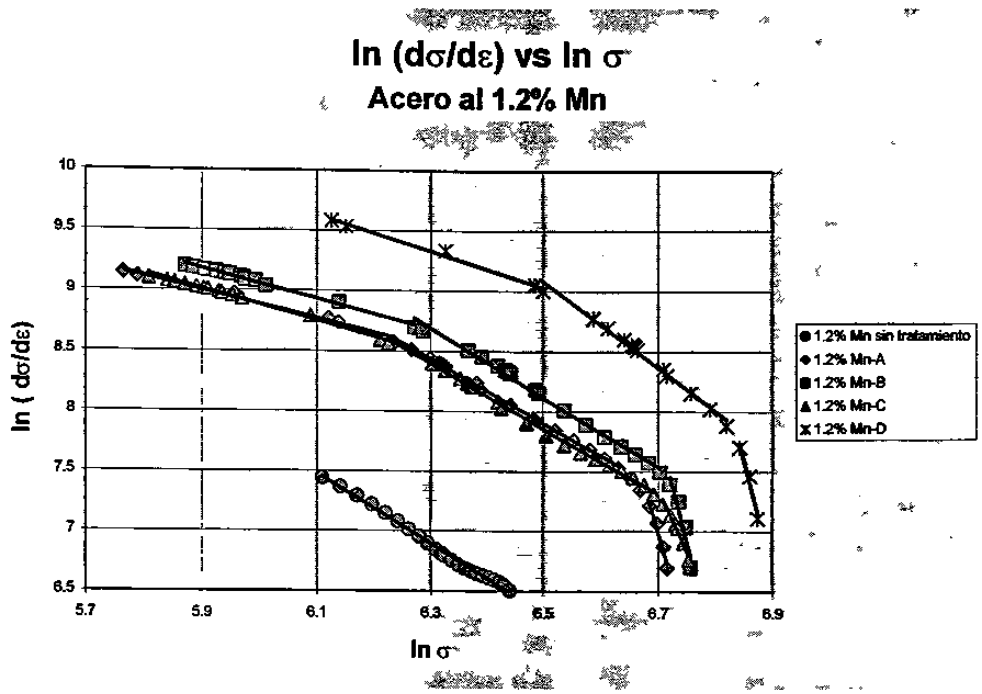


Figura 5.4c: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 1.2% manganeso.

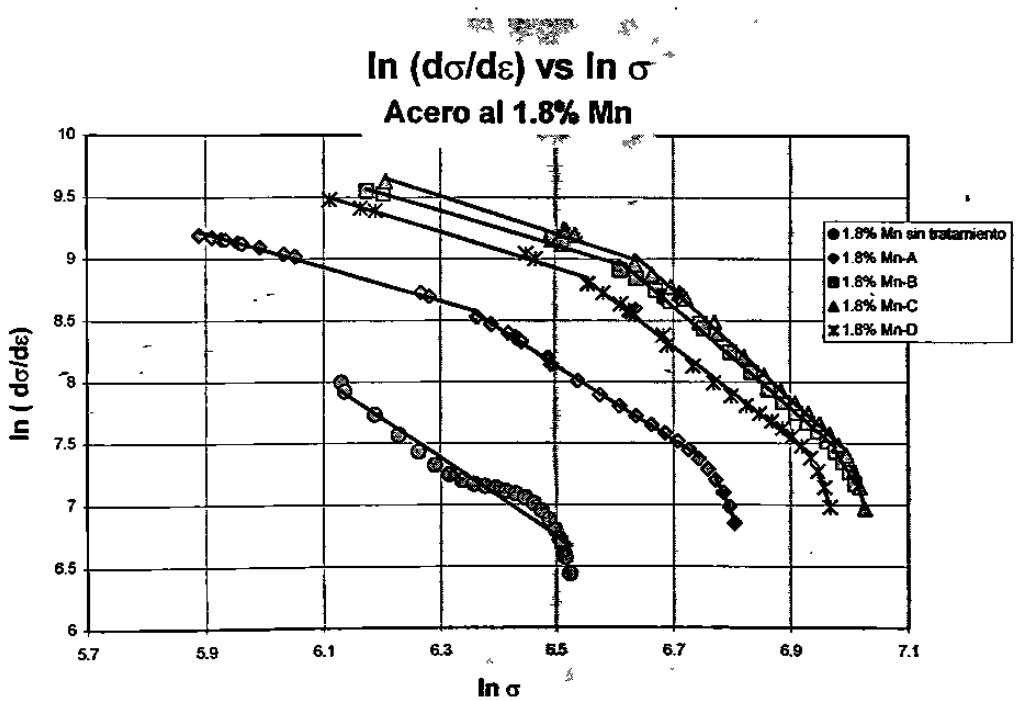


Figura 5.4d: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 1.8% manganeso.

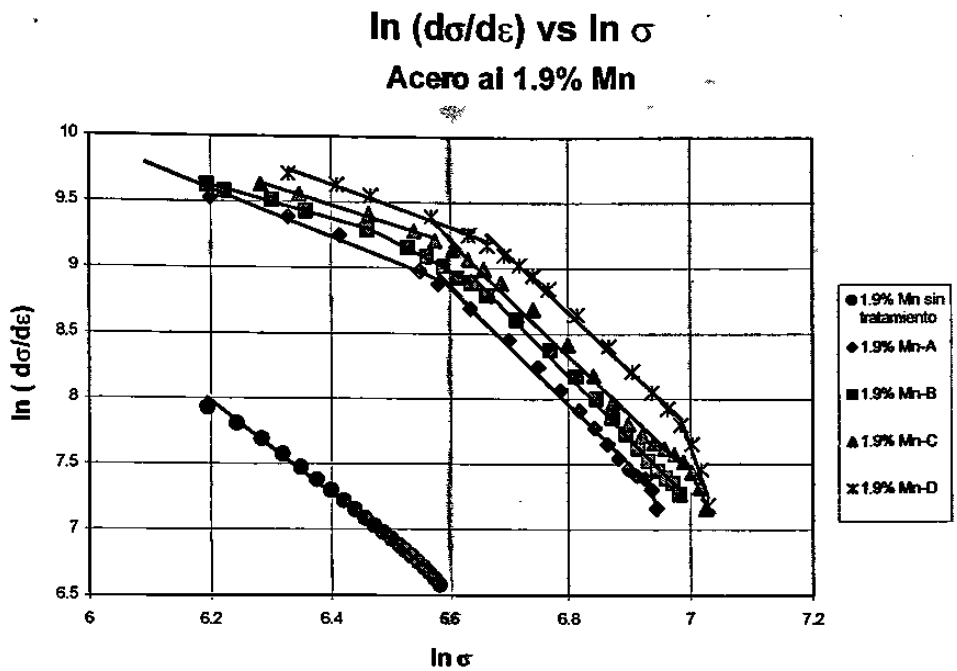


Figura 5.4e: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 1.9% manganeso.

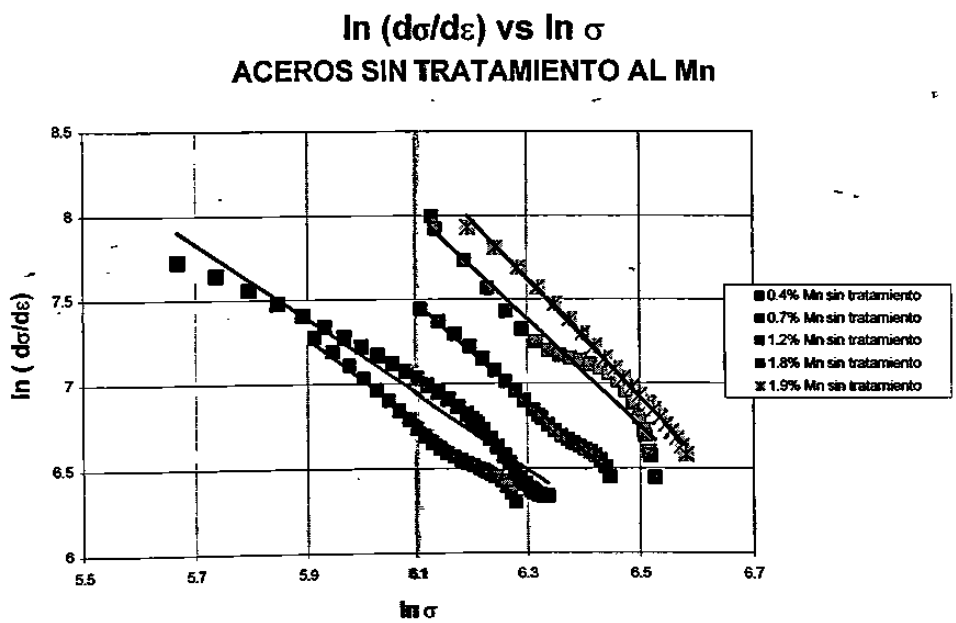


Figura 5.4e Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al manganeso sin tratamiento térmico.

Lista de figuras:

Figura 5.1a: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al Si sin tratamiento térmico.

Figura 5.1b: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.01%Si.

Figura 5.1c: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0. 4%Si.

Figura 5.1d: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.66%Si.

Figura 5.1e: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 1.2 %Si.

Figura 5.1f: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 2.0 %Si.

Figura 5.2a: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 0% silicio.

Figura 5.2b: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 0.4% silicio.

Figura 5.2c: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 0.7% silicio.

Figura 5.2d: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 1.2% silicio.

Figura 5.2e: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 2% silicio.

Figura 5.2f: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al silicio sin tratamiento térmico.

Figura 5.3a: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al Mn sin tratamiento térmico.

Figura 5.3b: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.44% Mn.

Figura 5.3c: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.68% Mn.

Figura 5.3d: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 1.2% Mn.

Figura 5.3e: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 1.8% Mn.

Figura 5.3f: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 1.92% Mn.

Figura 5.4a: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 0.4% manganeso.

Figura 5.4b: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 0.7% manganeso.

Figura 5.4c: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 1.2% manganeso.

Figura 5.4d: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 1.8% manganeso.

Figura 5.4e: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al 1.9% manganeso.

Figura 5.4e: Representación de curvas ln ($d\sigma/d\varepsilon$) vs. ln σ verdaderas para los aceros al manganeso sin tratamiento térmico.

Lista de Tablas:

Tabla 5.1: Propiedades mecánicas de la familia de aceros al silicio.

Tabla 5.2: Propiedades mecánicas de la familia de aceros al manganeso

REFERENCIAS

[1D] George E. Dieter. Mechanical Metallurgy, International Student Edition, McGraw-Hill Kogakusha, LTD. 1961.

[2D] Polynomial Interpolation . Lagrange Interpolation Formula for Unequally Spaces Data.

CAPÍTULO 6

ANÁLISIS METALOGRÁFICO

6.1. ACEROS AL SILICIO.

Las Figuras 6.1 a 6.5 muestran las micrografías correspondientes al ataque con Nital al 3% y las Figuras 6.6 a 6.10 las correspondientes al ataque con LePera, de todos los niveles de temperatura de los tratamientos térmicos proporcionados a las probetas.

Se observó el bandeamiento de la fase oscura, en algunos casos bastante severo, en las muestras de casi todas las familias de acero. Este fenómeno es producido durante el laminado en caliente en la región intercrítica, entre A_{c1} y A_{c3}, al bandearse la perlita y como consecuencia, después de los tratamientos térmicos, conservan esta tendencia las fases secundarias como ferrita epitaxial, bainita, martensita, austenita retenida. De acuerdo a [1E] y [2E] un bandeo severo podría afectar seriamente la relación ductilidad resistencia en los aceros doble fase.

Se observó además la presencia de inclusiones no metálicas, tipos sulfuros y silicatos, pero que lamentablemente no se cotejaron con la norma ASTM E-45, ni tampoco se cuantificó su contenido en el análisis de fases, considerándose como fase oscura.

La martensita está generalmente en una morfología dislocada (lath) y se encuentra distribuida en forma aislada entre 2 a 3 μm de tamaño localizada a lo largo de las fronteras de grano de la ferrita. La perlita exhibe agregados normales laminares de carburos de hierro.

En los niveles de temperatura D de los aceros 1, 2, 4 y 5, se observa la formación de grandes partículas de bainita superior indicando que se ha sobrepasado la temperatura crítica superior correspondiente a Ac_3.

La dirección de la laminación se identifica, aún después del tratamiento térmico, por la presencia de islas alargadas de martensita que pudieron nuclear en los bordes de ferrita deformada antes de que se produjera la recristalización. Ciertas micrografías muestran una tercera fase (café oscura a gris) entre la microestructura ferrita martensita.

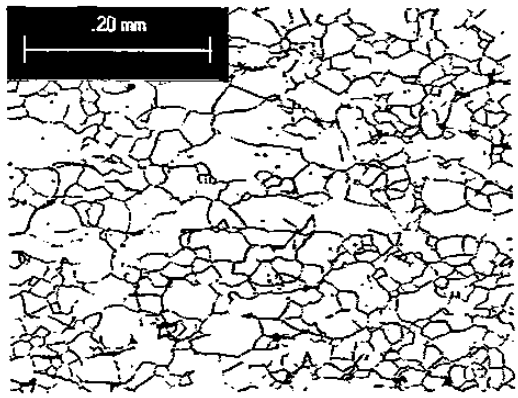
Debido a que no se realizó, además del ensayo metalográfico, otra medición cuantitativa como difracción de rayos X, microdureza o microscopía electrónica de barrido; no se tiene la certeza de la identificación de cada fase, y, por lo tanto, se nombrarán a la austenita y a la martensita fase blanca, a la perlita y a la bainita (incluyendo las inclusiones no metálicas) fase oscura y a la ferrita fase ferrita.

Una descripción cualitativa de la microestructura se encuentra en el Apéndice A. En la Tabla 6.1 está el resultado cuantitativo de la fracción volumétrica y del tamaño de partícula para cada fase. La fracción de ferrita alrededor de 90% en las muestras sin tratamiento térmico en todos los tipos de acero bajo hasta 30 ó 60 % para el nivel de temperatura D. La fase blanca osciló entre 1% a un máximo de 7% y la fase oscura de un 8% a un 66%.

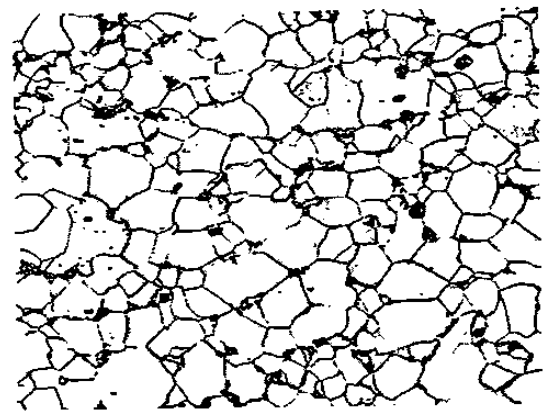
El tamaño de partícula ferrítica $d_{ferrita}$ es de aproximadamente 30μm en promedio para la familia de acero 1 y de 20μm en promedio para las otras familias. Para la fase blanca oscila entre 0.3 a 4 μm y para la oscura entre 0.2 a 33 μm.

Tabla 6.1. Análisis cuantitativo de fases aceros al silicio.

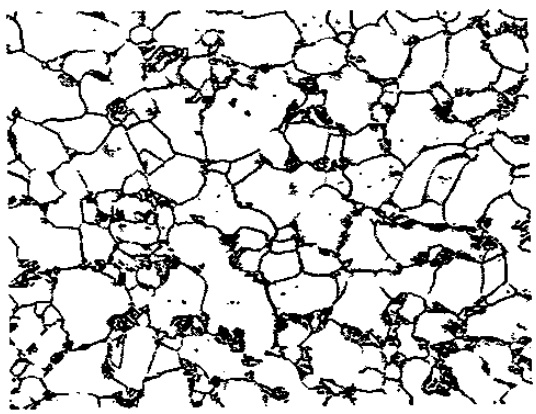
Tipo de acero	Nivel	Fracción volumétrica			Tamaño de partícula (μm)			Composición Química (%)		
		$f_{ferrita}$	f_{blanca}	f_{oscura}	$d_{ferrita}$	d_{blanca}	d_{oscura}	C	Mn	Si
1	25ºC	92%	0%	8%	28.78	0.00	6.60	0.13	0.62	0.01
	A	86%	3%	11%	30.60	1.80	6.26	0.13	0.62	0.01
	B	84%	3%	13%	35.69	0.31	10.59	0.13	0.62	0.01
	C	78%	2%	20%	30.00	3.00	7.60	0.13	0.62	0.01
	D	50%	2%	48%	20.00	0.30	25.00	0.13	0.62	0.01
2	25ºC	86%	0%	13%	18.53	0.00	7.09	0.10	0.48	0.39
	A	83%	3%	14%	20.92	3.95	4.37	0.10	0.48	0.39
	B	82%	1%	16%	18.43	2.90	4.42	0.10	0.48	0.39
	C	79%	2%	19%	17.91	1.59	10.03	0.10	0.48	0.39
	D	30%	4%	66%	20.44	0.00	33.43	0.10	0.48	0.39
5	25ºC	93%	0%	8%	24.13	0.00	5.27	0.10	0.44	0.66
	A	84%	4%	11%	22.97	6.53	0.30	0.10	0.44	0.66
	B	90%	3%	7%	19.58	3.18	3.65	0.10	0.44	0.66
	C	79%	4%	17%	18.36	3.25	3.17	0.10	0.44	0.66
	D	63%	2%	35%	13.44	3.20	29.63	0.10	0.44	0.66
3	25ºC	85%	0%	15%	22.81	0.00	8.12	0.11	0.75	1.23
	A	84%	7%	9%	21.98	3.22	2.00	0.11	0.75	1.23
	B	87%	4%	9%	23.24	1.60	1.00	0.11	0.75	1.23
	C	90%	3%	7%	21.29	1.45	0.20	0.11	0.75	1.23
	D	82%	5%	13%	16.37	3.29	3.32	0.11	0.75	1.23
4	25ºC	87%	0%	14%	23.82	0.00	8.38	0.12	0.73	2.02
	A	89%	4%	7%	19.74	1.78	0.50	0.12	0.73	2.02
	B	85%	6%	9%	19.41	2.22	1.00	0.12	0.73	2.02
	C	Difícil de medir			18.65	1.80	0.50	0.12	0.73	2.02
	D	55%	6%	38%	18.75	4.48	15.10	0.12	0.73	2.02



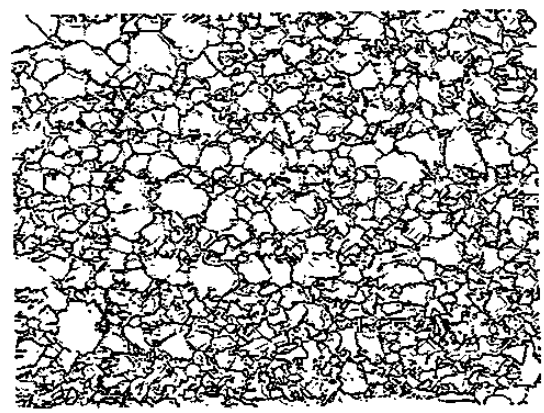
Nivel 25°C



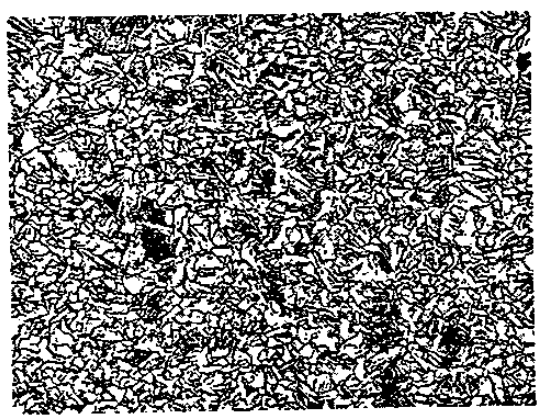
Nivel A



Nivel B



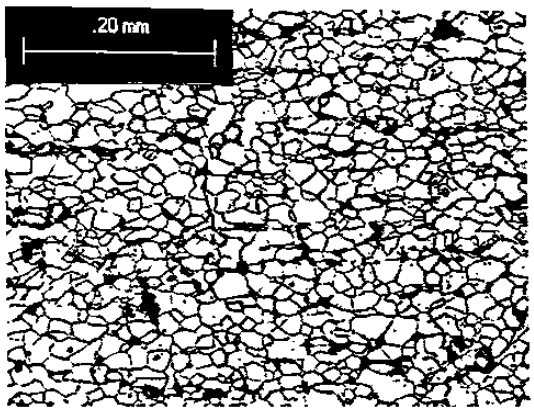
Nivel C



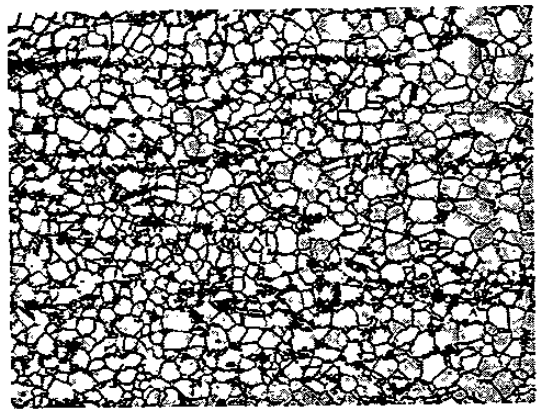
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 1 al silicio.

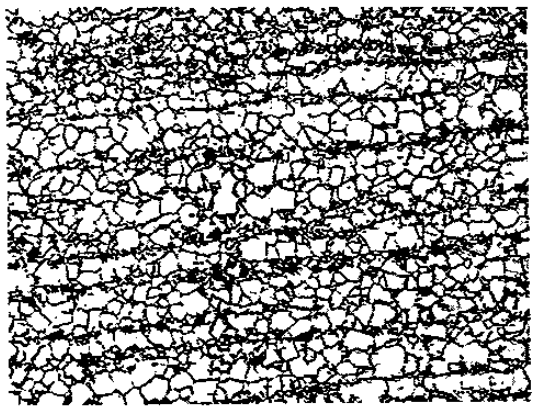
Figura 6.1. Ataque con Nital de la familia 1 al silicio.



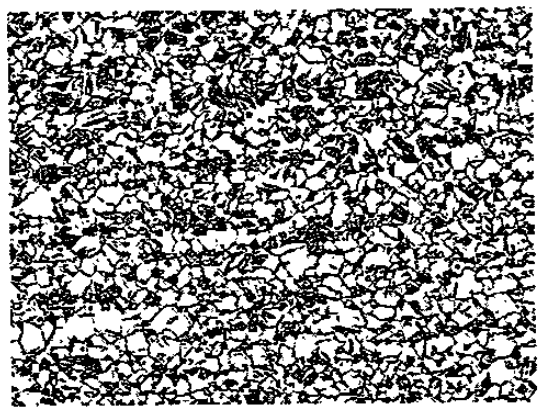
Nivel 25°C



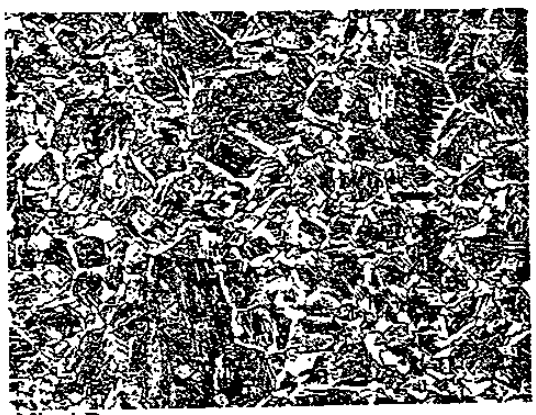
Nivel A



Nivel B



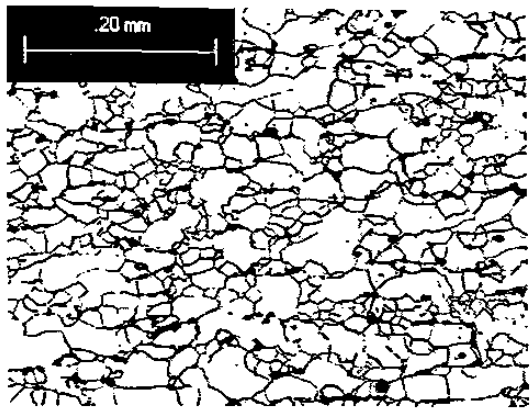
Nivel C



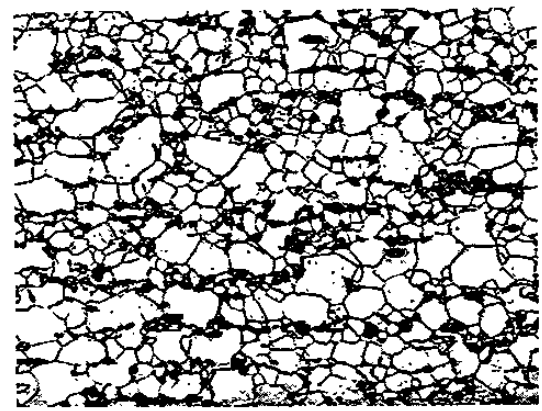
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 2 al silicio.

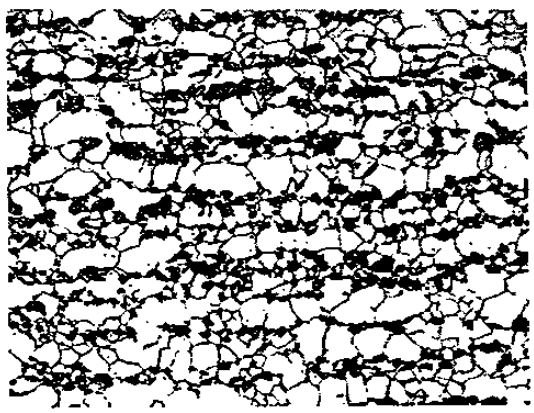
Figura 6.2. Ataque con Nital de la familia 2 al Silicio.



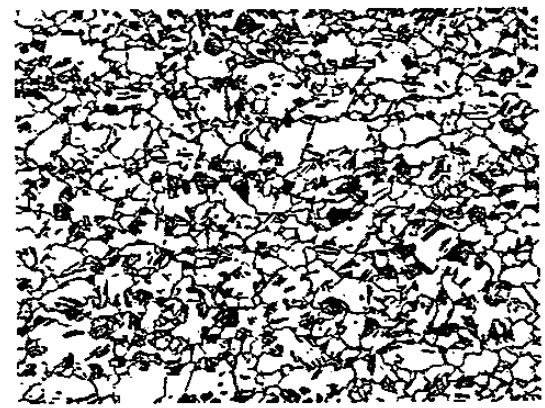
Nivel 25°C



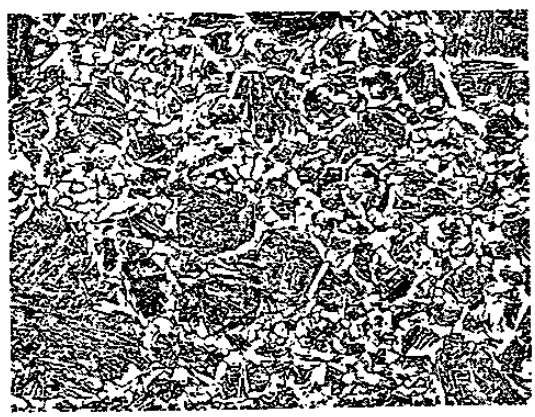
Nivel A



Nivel B



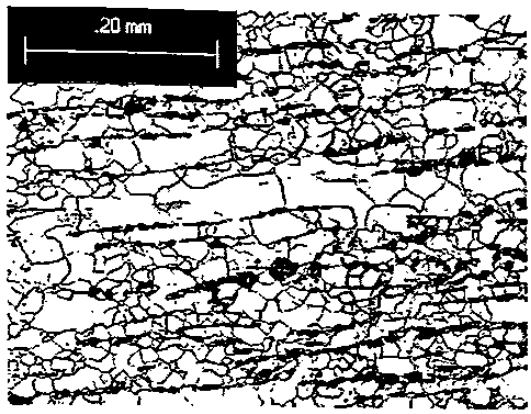
Nivel C



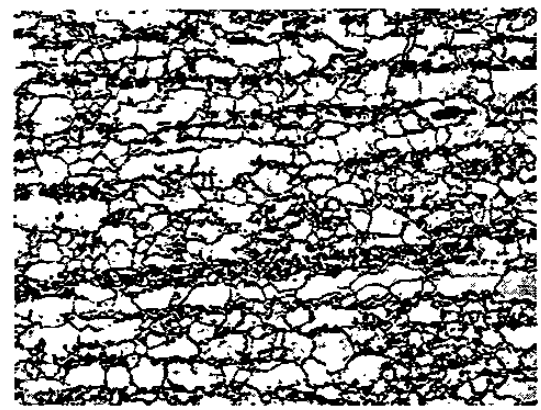
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 5 al silicio.

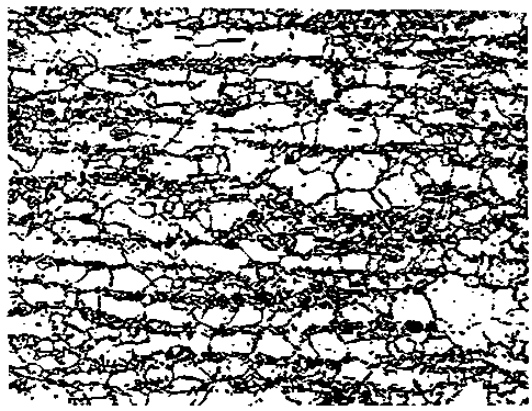
Figura 6.3. Ataque con Nital de la familia 5 al silicio.



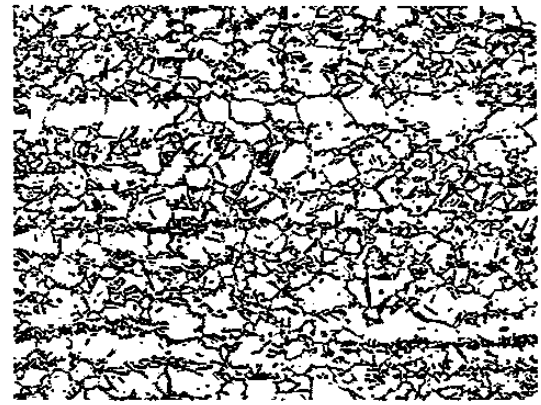
Nivel 25°C



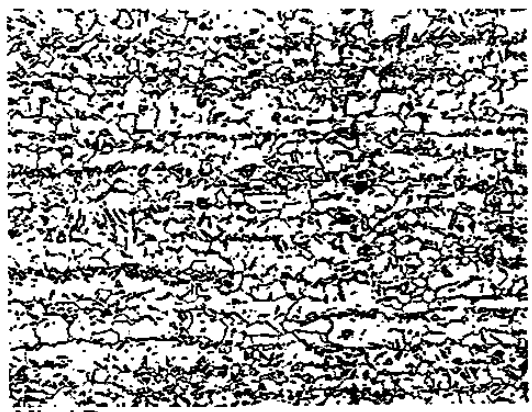
Nivel A



Nivel B



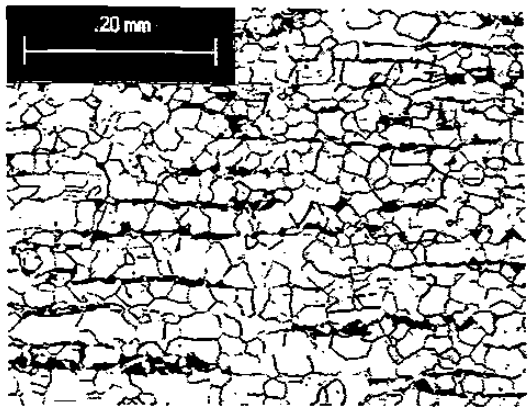
Nivel C



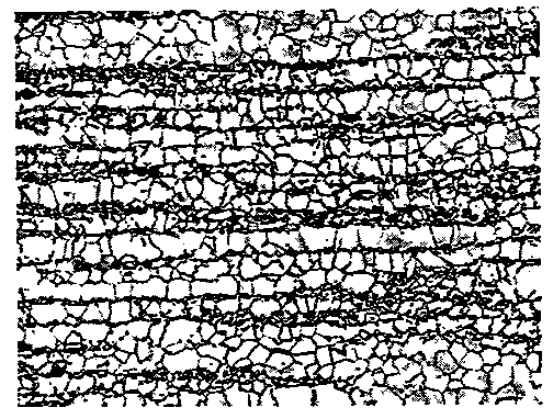
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 3 al silicio.

Figura 6.4. Ataque con Nital de la familia 3 al silicio.



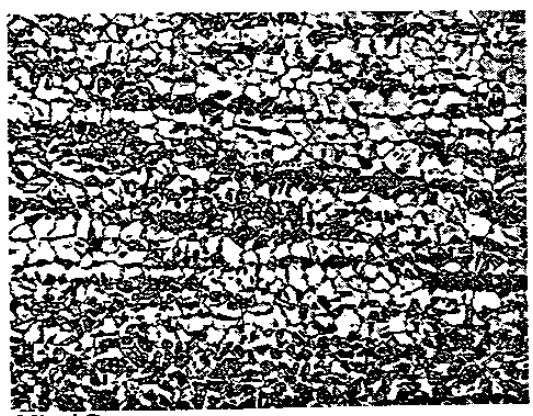
Nivel 25°C



Nivel A

Nivel B

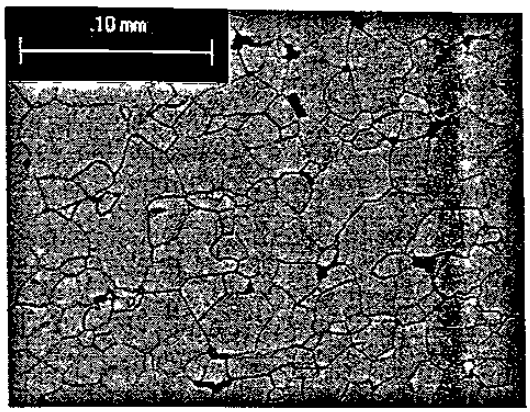
Nivel C



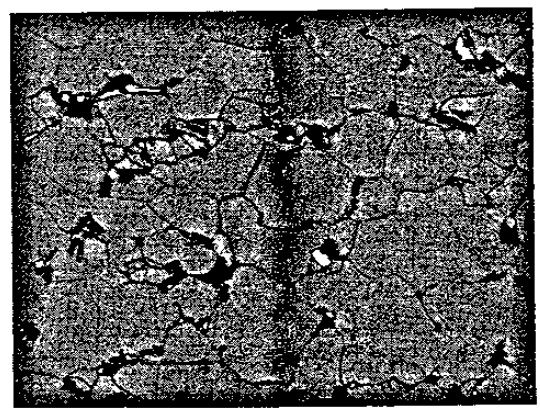
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 4 al silicio.

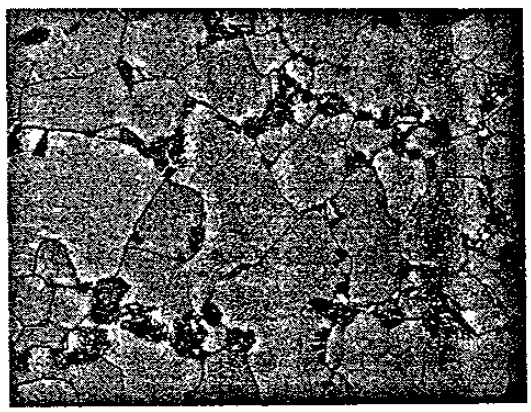
Figura 6.5. Ataque con Nital de la familia 4 al Silicio.



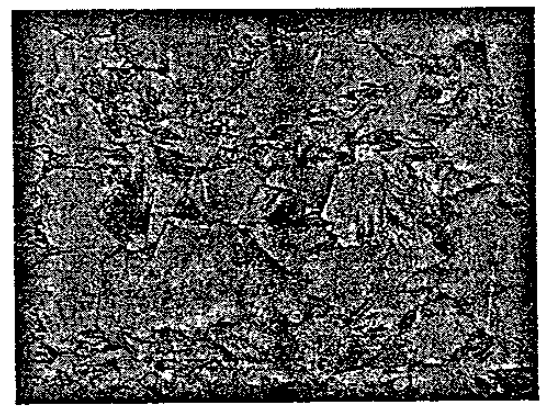
Nivel 25°C



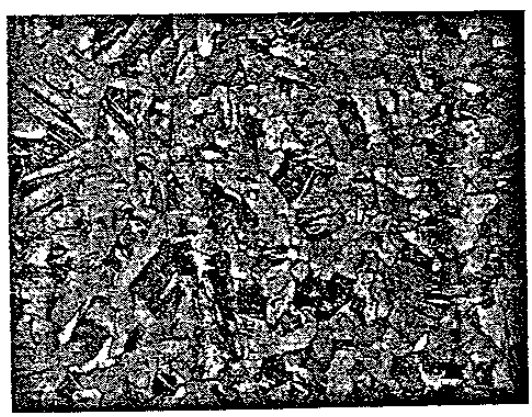
Nivel A



Nivel B



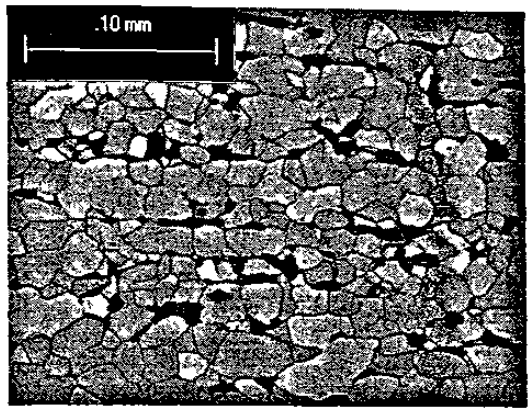
Nivel C



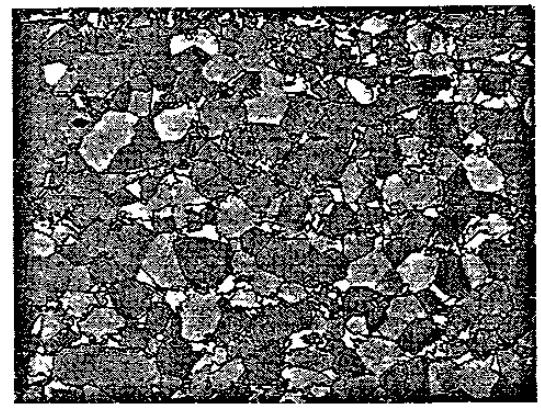
Nivel D

Ataque con LePera de la familia 1 al silicio.
200x

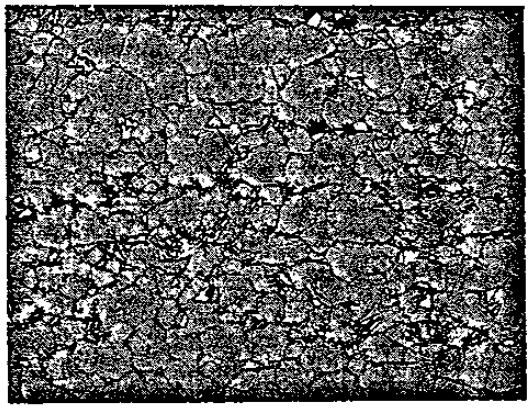
Figura 6.6. Ataque con LePera de la familia 1 al silicio.



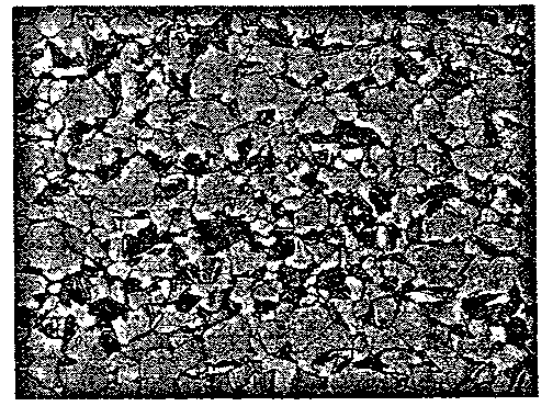
Nivel 25°C



Nivel A



Nivel B

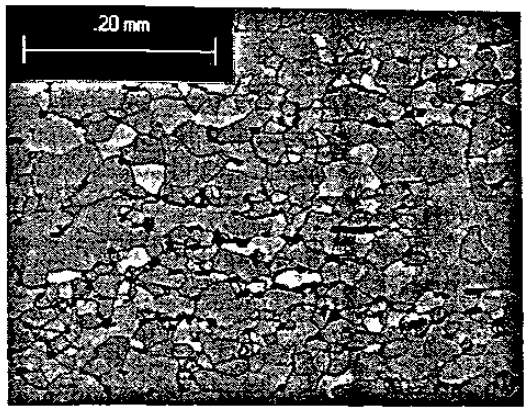


Nivel C

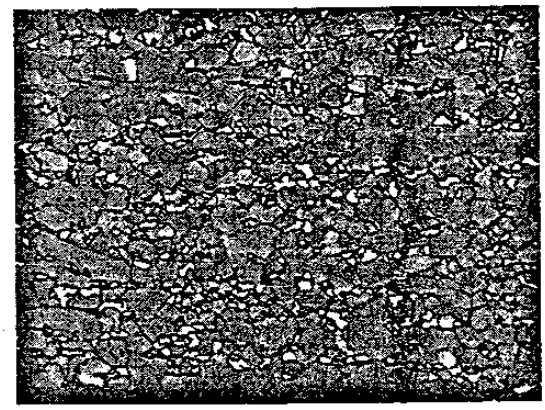
Nivel D

Ataque con LePera de la familia 2 al silicio.
200x

Figura 6.7. Ataque con LePera de la familia 2 al Silicio.

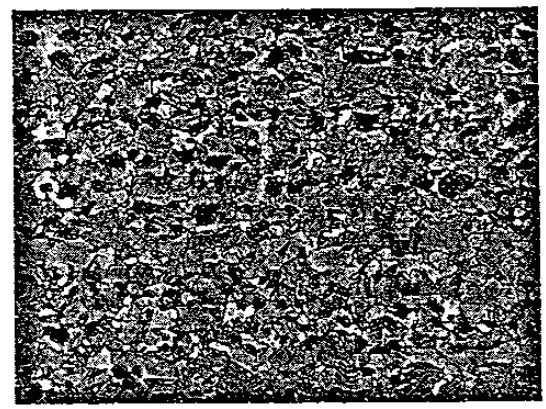


Nivel 25°C

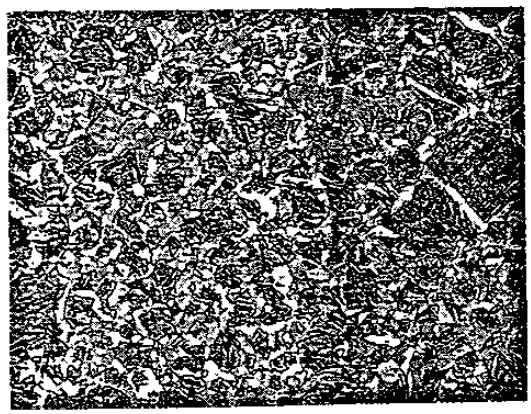


Nivel A

Nivel B



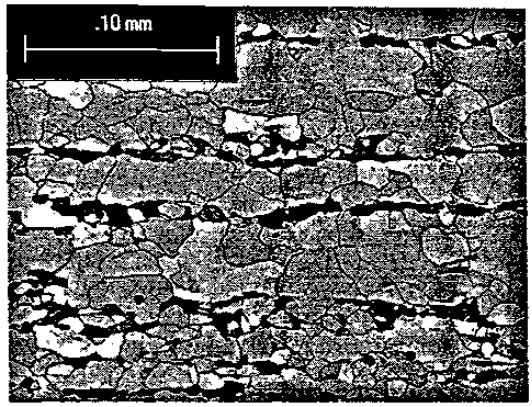
Nivel C



Nivel D

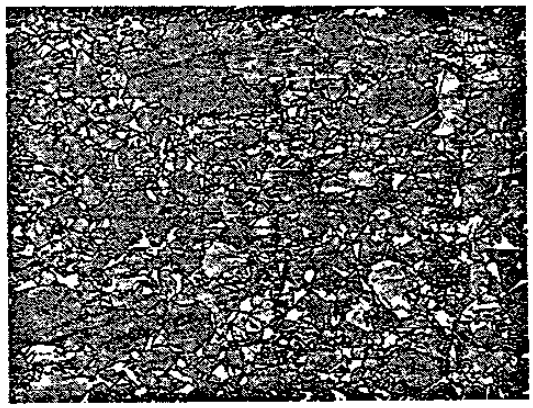
Ataque con LePera de la familia 5 al silicio.
200x

Figura 6.8. Ataque con LePera de la familia 5 al silicio.



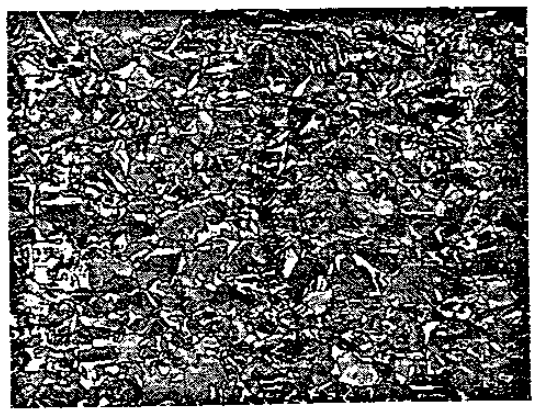
Nivel 25°C

Nivel A



Nivel B

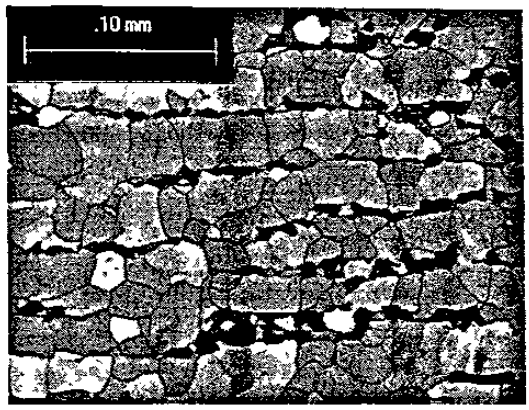
Nivel C



Nivel D

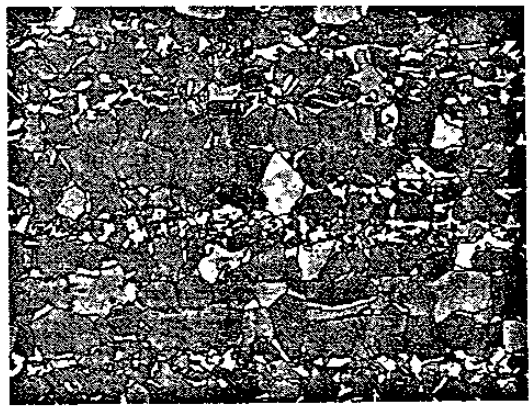
Ataque con LePera de la familia 3 al silicio.
200x

Figura 6.9. Ataque con LePera de la familia 3 al silicio.

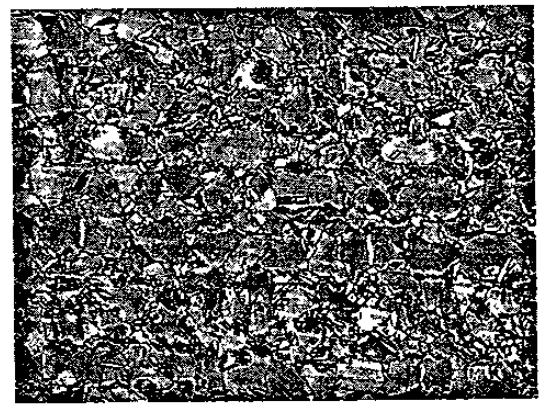


Nivel 25°C

Nivel A



Nivel B



Nivel C

Nivel D

Ataque con LePera de la familia 4 al silicio.
200x

Figura 6.10. Ataque con LePera de la familia 4 al Silicio.

6.2. ACEROS AL MANGANESO

Las Figuras 6.11 a 6.15 muestran las micrografías correspondientes al ataque con Nital al 3% y las Figuras 6.16 a 6.20 las correspondientes al ataque con LePera de todos los niveles de temperatura de los tratamientos térmicos proporcionados a las probetas.

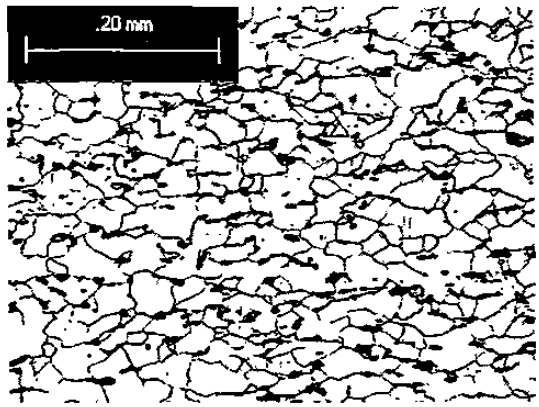
Al igual que la familia de aceros al silicio las muestras mostraron también bandeaniento e inclusiones no metálicas.

Una descripción cualitativa de la microestructura se encuentra en el Apéndice A. En la Tabla 6.2 está el resultado cuantitativo de la fracción volumétrica y del tamaño de partícula para cada fase. La fracción de ferrita alrededor de 90% en las muestras sin tratamiento térmico en todos los tipos de acero bajo hasta 30 u 60 % para el nivel de temperatura D. La fase blanca osciló entre 1% a un máximo de 7% y la fase oscura de un 8% a un 66%.

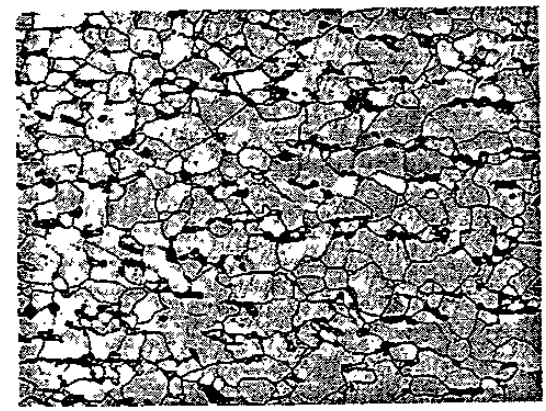
El tamaño de partícula ferrítica $d_{ferrita}$ es de aproximadamente 30μm en promedio para la familia de acero 1 y de 20μm en promedio para las otras familias. Para la fase blanca oscila entre 0.3 a 4 μm y para la oscura entre 0.2 a 33 μm.

Tabla 6.2. Análisis cuantitativo de fases aceros al manganeso.

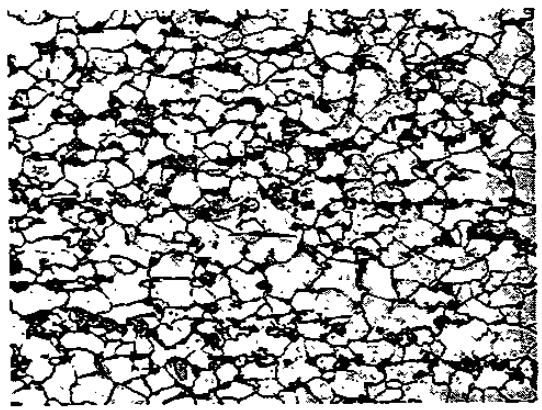
Tipo de acero	Nivel	Metalografía			Tamaño de partícula (μm)			Composición Química (%)		
		$f_{ferrita}$	f_{blanca}	f_{oscura}	$d_{ferrita}$	d_{blanca}	d_{oscura}	C	Mn	Si
1	25°C	83%	0%	17%	25.29	0.00	7.38	0.12	0.44	0.46
	A	94%	0%	6%	25.57	0.00	5.00	0.12	0.44	0.46
	B	79%	9%	13%	24.69	5.76	1.04	0.12	0.44	0.46
	C	86%	2%	13%	14.51	3.16	5.70	0.12	0.44	0.46
	D	86%	1%	12%	23.24	0.10	3.96	0.12	0.44	0.46
5	25°C	88%	0%	12%	21.47	0.00	6.50	0.07	0.68	0.41
	A	87%	2%	12%	14.31	3.15	1.03	0.07	0.68	0.41
	B	86%	0.2%	14%	16.50	0.43	4.87	0.07	0.68	0.41
	C	85%	1%	14%	17.89	0.34	4.16	0.07	0.68	0.41
	D	81%	1%	17%	17.16	1.60	14.30	0.07	0.68	0.41
4	25°C	85%	0%	15%	12.05	0.00	5.81	0.09	1.19	0.49
	A	74%	3%	23%	11.47	2.54	1.00	0.09	1.19	0.49
	B	66%	9%	26%	10.75	2.89	3.00	0.09	1.19	0.49
	C	62%	10%	28%	10.75	2.63	2.22	0.09	1.19	0.49
	D	70%	5%	25%	7.63	2.72	2.00	0.09	1.19	0.49
6	25°C	75%	0%	25%	9.35	0.00	9.46	0.09	1.80	0.83
	A	78%	5%	17%	7.53	2.72	0.10	0.09	1.80	0.83
	B	73%	8%	20%	7.69	2.74	2.00	0.09	1.80	0.83
	C	72%	11%	16%	9.58	2.92	1.00	0.09	1.80	0.83
	D	Difícil de medir			6.96	1.00	0.50	0.09	1.80	0.83
2	25°C	63%	3%	34%	8.06	5.55	7.90	0.10	1.92	0.69
	A	60%	5%	34%	10.41	2.30	3.93	0.10	1.92	0.69
	B	65%	11%	23%	10.46	3.07	4.50	0.10	1.92	0.69
	C	58%	10%	32%	9.17	2.60	5.31	0.10	1.92	0.69
	D	65%	12%	22%	7.01	1.82	6.61	0.10	1.92	0.69



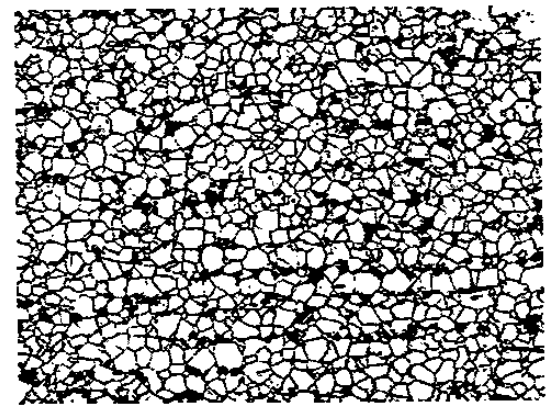
Nivel 25°C



Nivel A



Nivel B

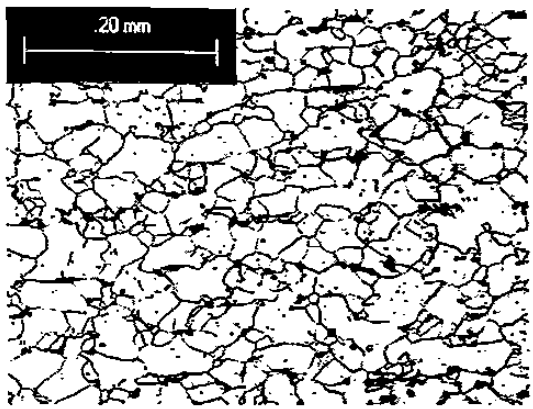


Nivel C

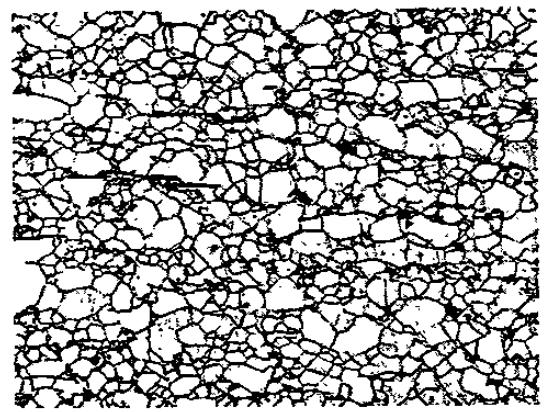
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 1 al manganeso.

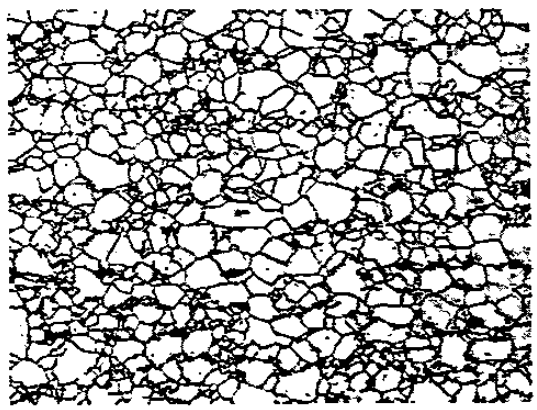
Figura 6.11. Ataque con Nital de la familia 1 al manganeso.



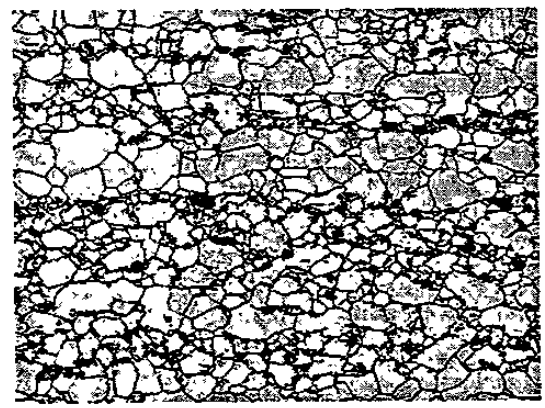
Nivel 25°C



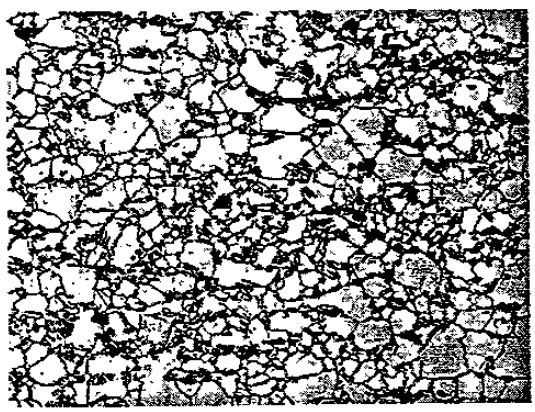
Nivel A



Nivel B



Nivel C

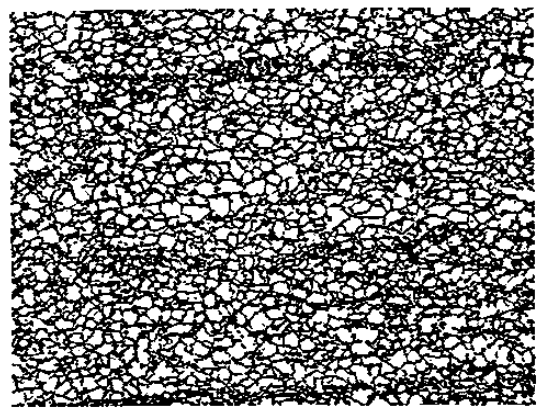


Nivel D

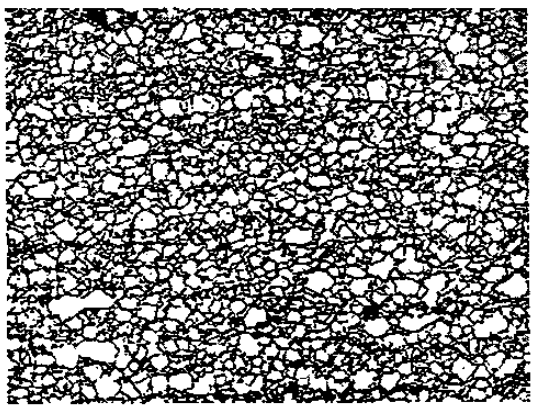
Ataque con Nital de la familia 5 al manganeso.

Figura 6.12. Ataque con Nital de la familia 5 al Manganeso.

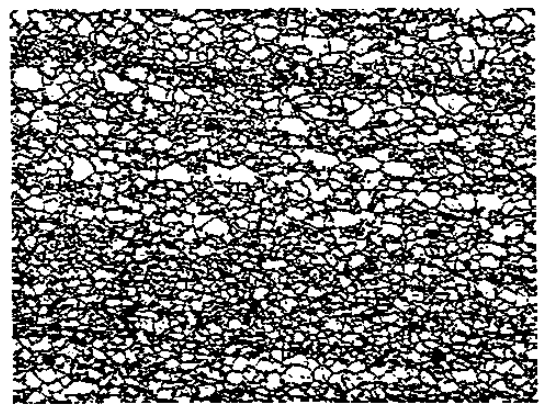
Nivel 25°C



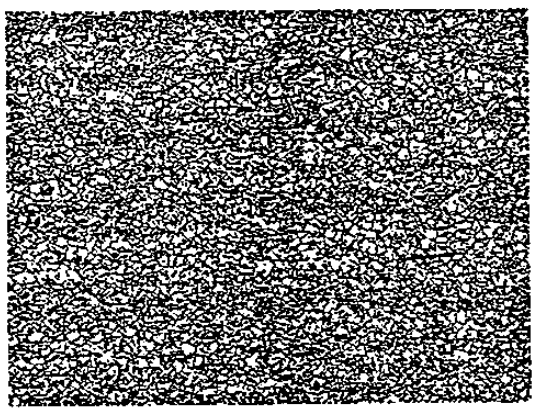
Nivel A



Nivel B



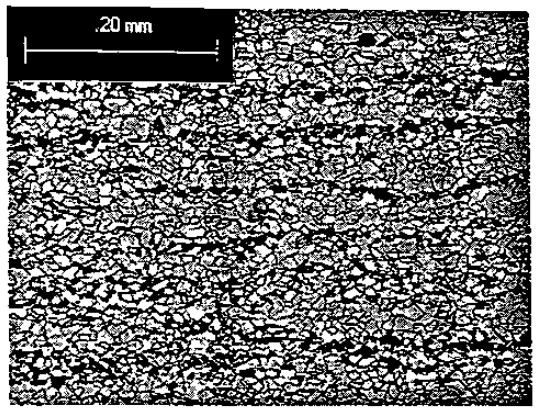
Nivel C



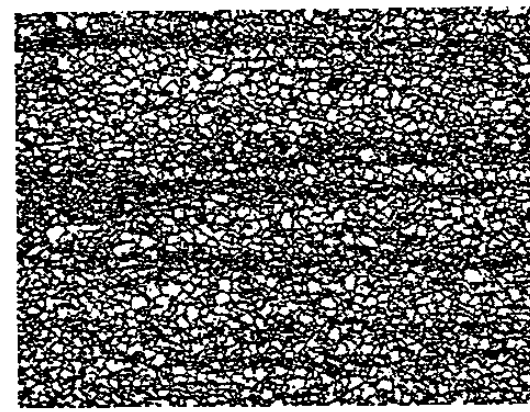
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 4 al manganeso.

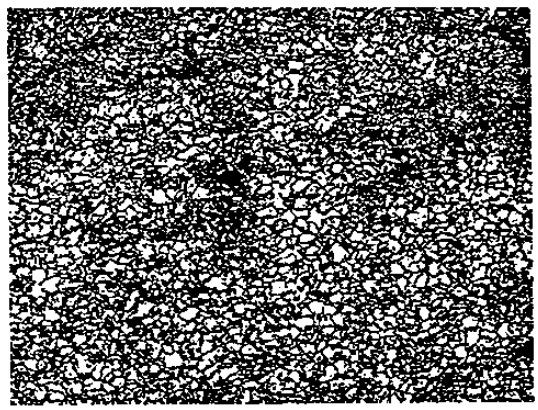
Figura 6.13. Ataque con Nital de la familia 4 al manganeso.



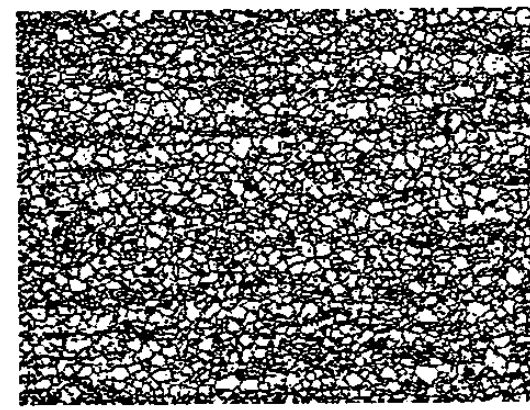
Nivel 25°C



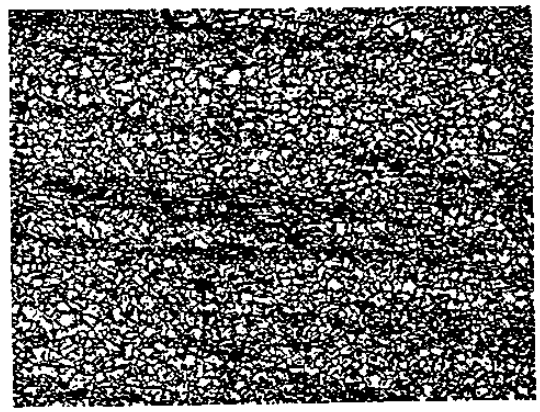
Nivel A



Nivel B



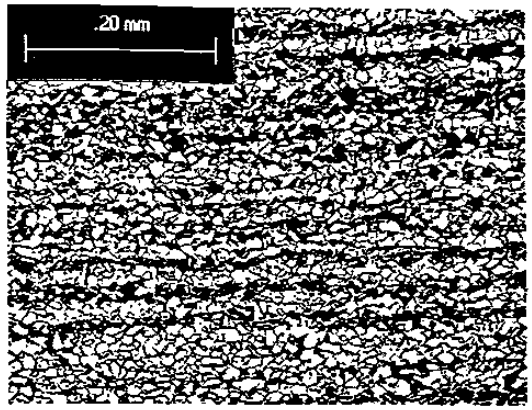
Nivel C



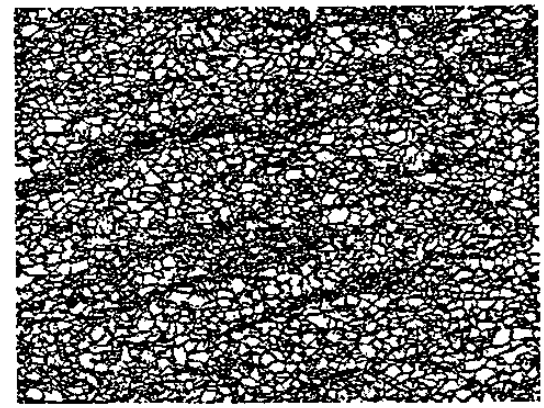
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 6 al manganeso.

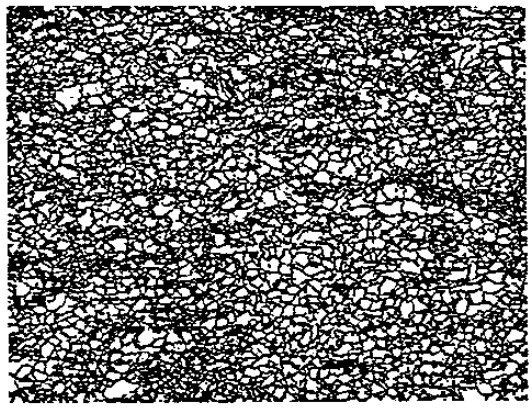
Figura 6.14. Ataque con Nital de la familia 6 al Manganeso.



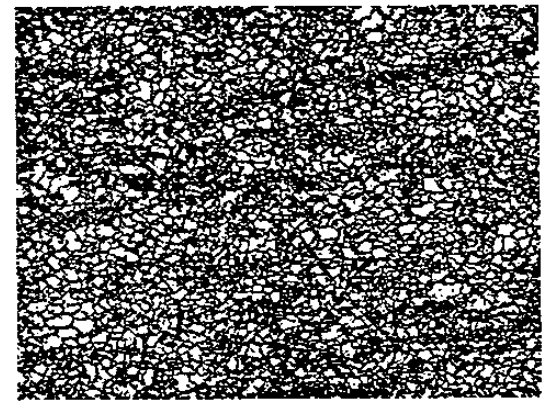
Nivel 25ºC



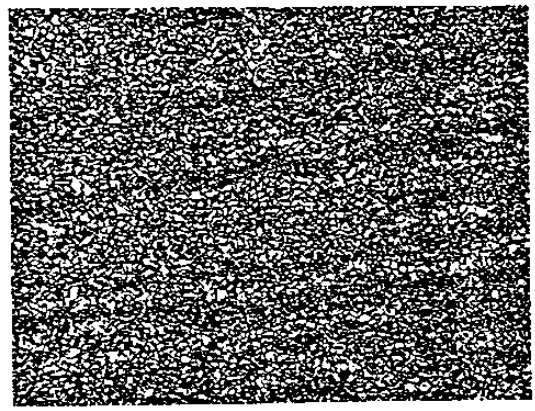
Nivel A



Nivel B



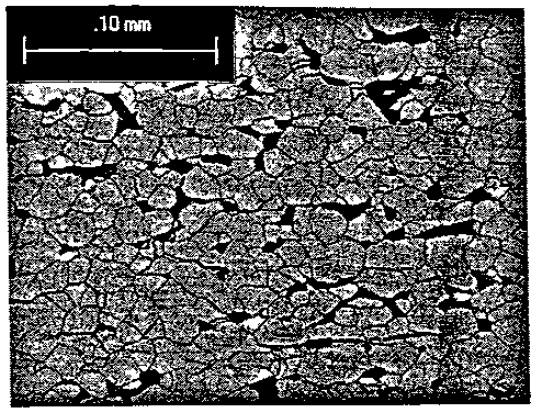
Nivel C



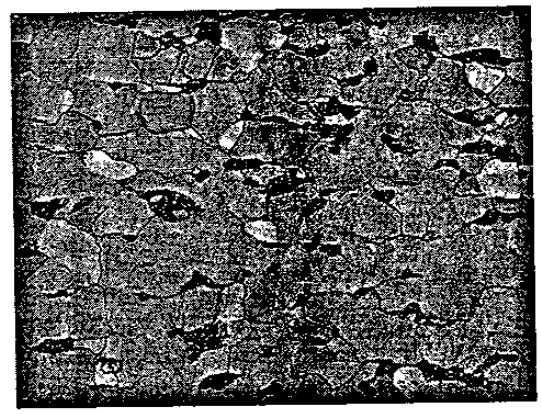
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 2 al manganeso.

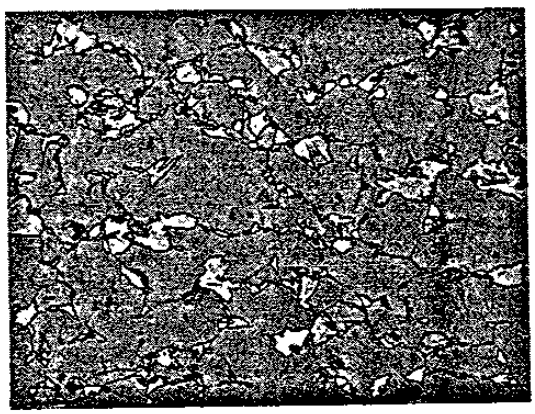
Figura 6.15. Ataque con Nital de la familia 2 al manganeso.



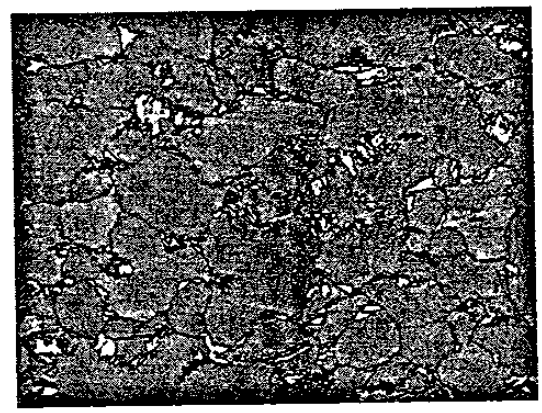
Nivel 25°C



Nivel A



Nivel B

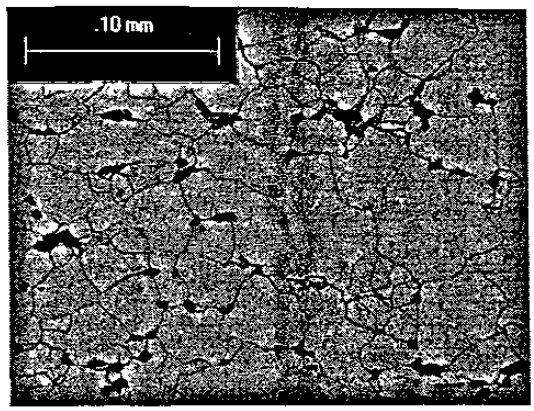


Nivel C

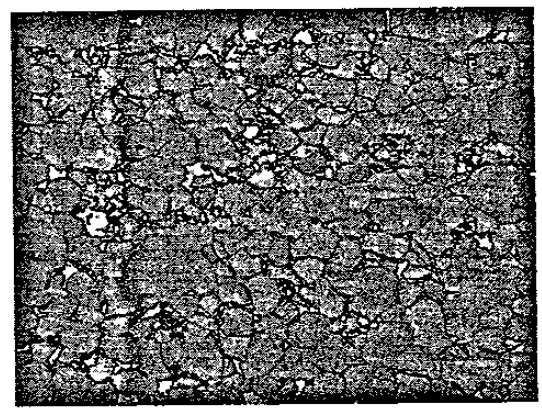
Nivel D

Ataque con LePera de la familia 1 al manganeso.
200x

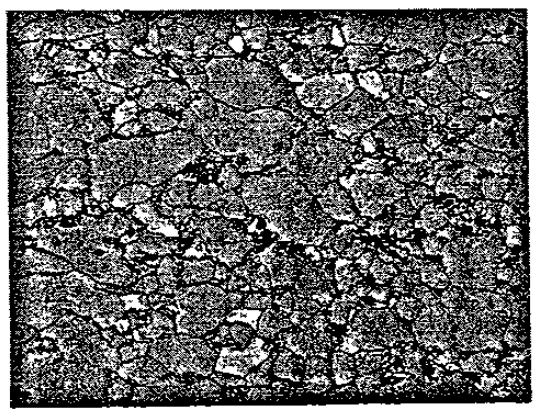
Figura 6.16. Ataque con LePera de la familia 1 al Manganeso.



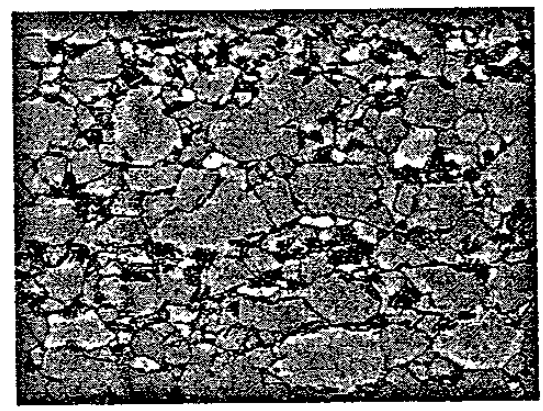
Nivel 25°C



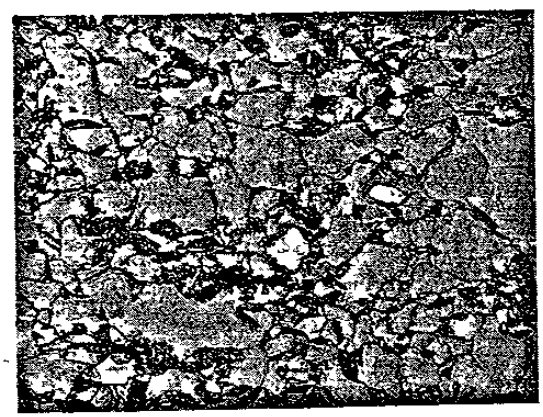
Nivel A



Nivel B



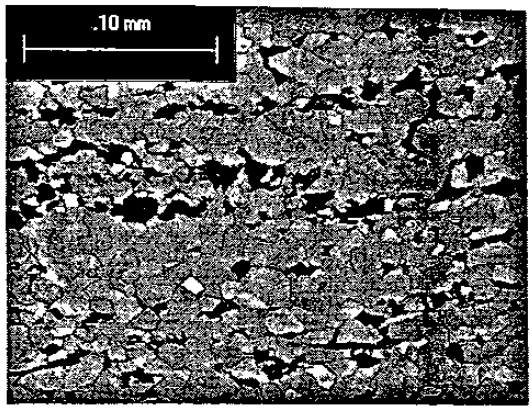
Nivel C



Nivel D

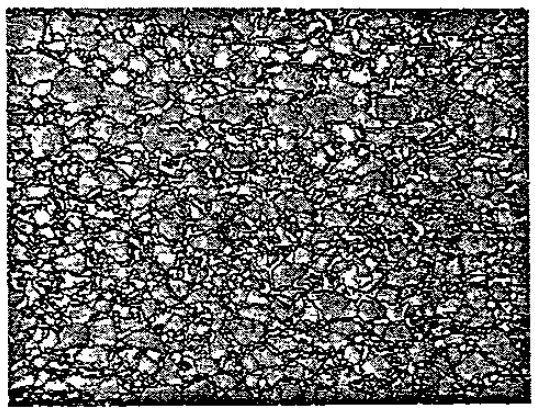
Ataque con LePera de la familia 5 al manganeso.
200x

Figura 6.17. Ataque con LePera de la familia 5 al manganeso.

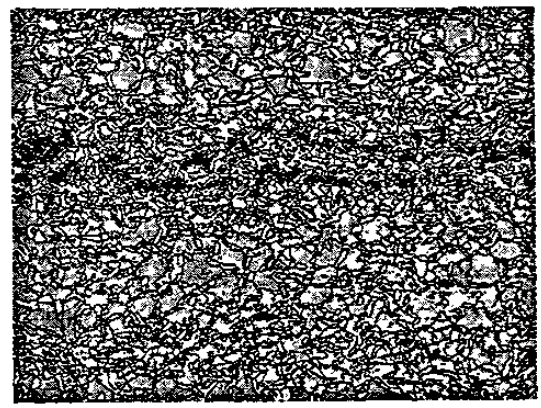


Nivel 25°C

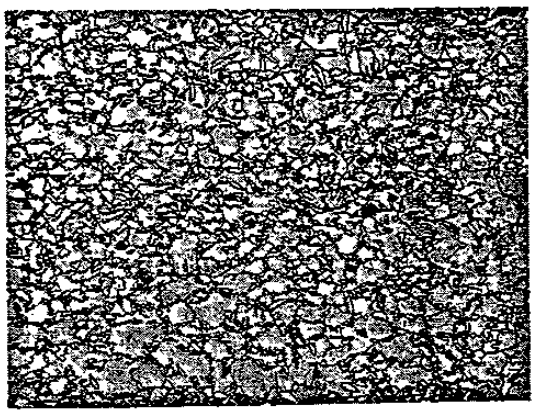
Nivel A



Nivel B



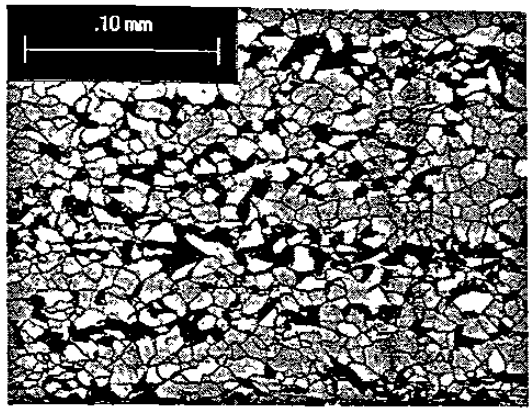
Nivel C



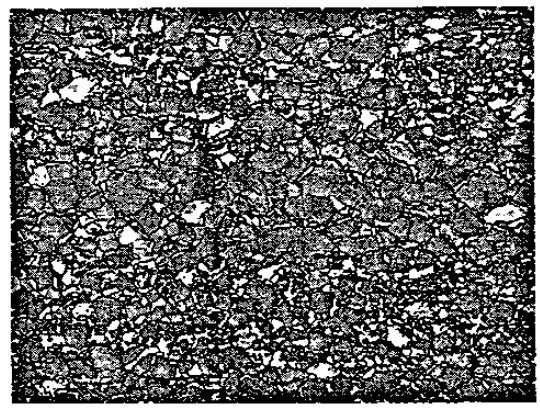
Nivel D

Ataque con LePera de la familia 4 al manganeso.
200x

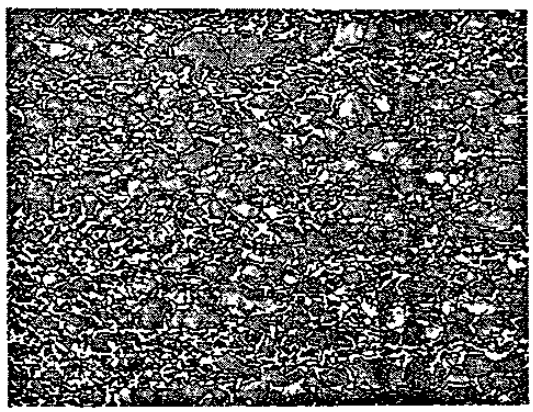
Figura 6.18. Ataque con LePera de la familia 4 al Manganeso.



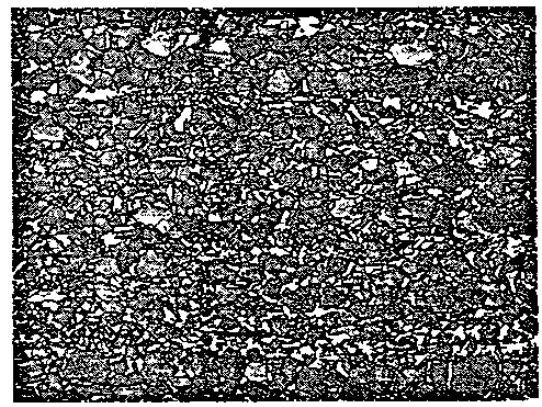
Nivel 25°C



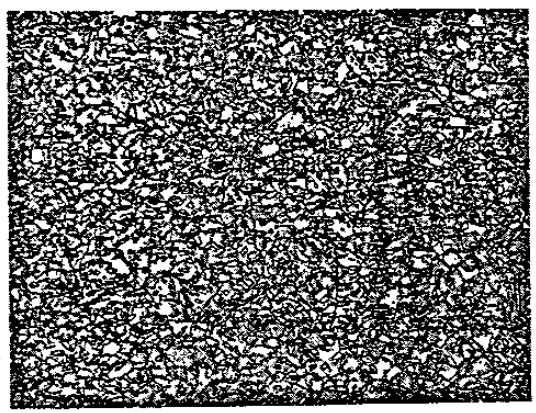
Nivel A



Nivel B



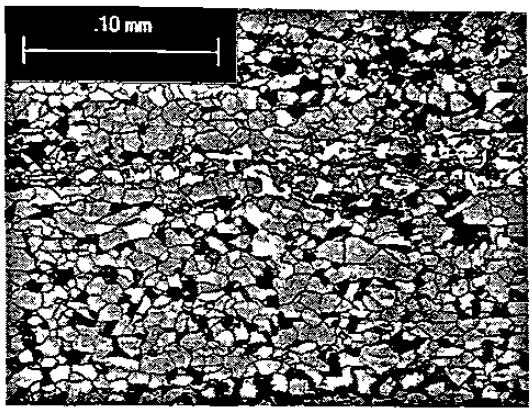
Nivel C



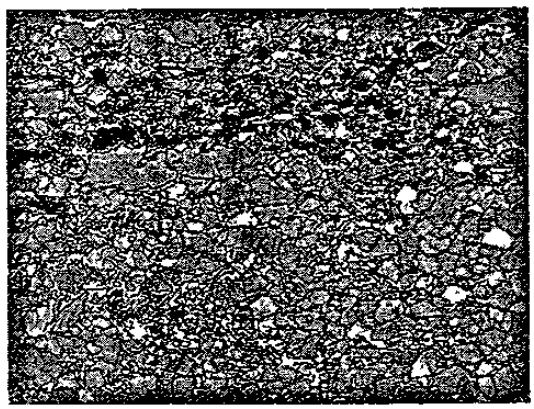
Nivel D

Ataque con LePera de la familia 6 al manganeso.
200x

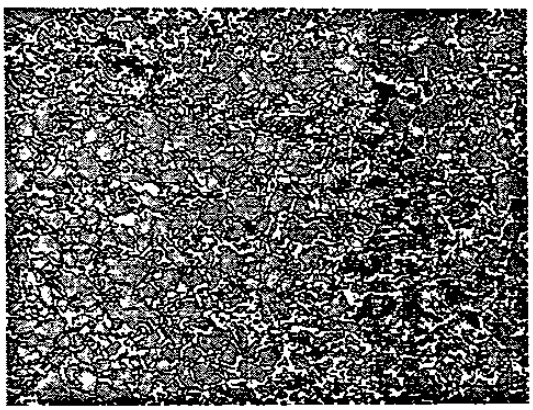
Figura 6.19. Ataque con LePera de la familia 6 al manganeso.



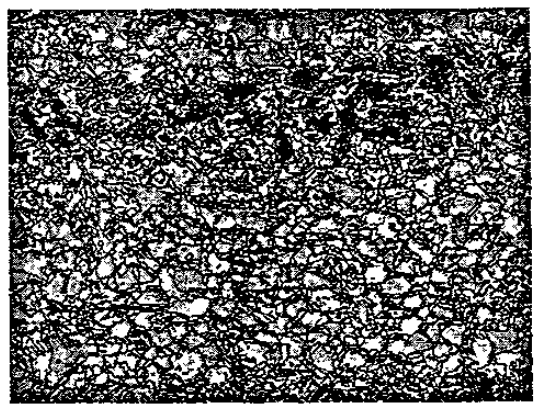
Nivel 25°C



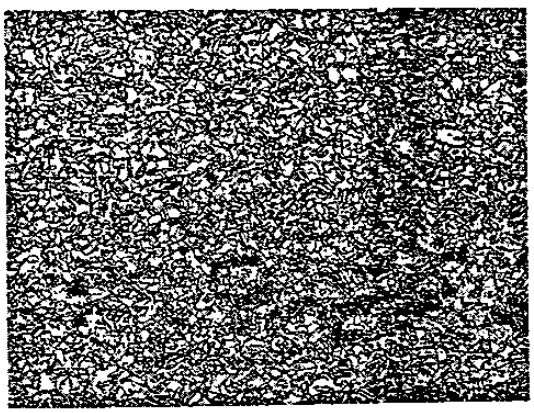
Nivel A



Nivel B



Nivel C



Nivel D

Ataque con LePera de la familia 2 al manganeso.

Figura 6.20. Ataque con LePera de la familia 2 al Manganeso.

Lista de figuras:

Figura 6.1. Ataque con Nital de la familia 1 al silicio.
Figura 6.2. Ataque con Nital de la familia 2 al silicio.
Figura 6.3. Ataque con Nital de la familia 5 al silicio.
Figura 6.4. Ataque con Nital de la familia 3 al silicio.
Figura 6.5. Ataque con Nital de la familia 4 al silicio.
Figura 6.6. Ataque con LePera de la familia 1 al silicio.
Figura 6.7. Ataque con LePera de la familia 2 al silicio.
Figura 6.8. Ataque con LePera de la familia 5 al silicio.
Figura 6.9. Ataque con LePera de la familia 3 al silicio.
Figura 6.10. Ataque con LePera de la familia 4 al silicio.
Figura 6.11. Ataque con Nital de la familia 1 al manganeso.
Figura 6.12. Ataque con Nital de la familia 5 al manganeso.
Figura 6.13. Ataque con Nital de la familia 4 al manganeso.
Figura 6.14. Ataque con Nital de la familia 6 al manganeso.
Figura 6.16. Ataque con LePera de la familia 1 al manganeso.
Figura 6.17. Ataque con LePera de la familia 5 al manganeso.
Figura 6.18. Ataque con LePera de la familia 4 al manganeso.
Figura 6.19. Ataque con LePera de la familia 6 al manganeso.
Figura 6.20. Ataque con LePera de la familia 2 al manganeso.

Lista de Tablas:

Tabla 6.1. Análisis cuantitativo de fases aceros al silicio.
Tabla 6.2. Análisis cuantitativo de fases aceros al manganeso.

REFERENCIAS

[1E] A. R. Marder . Deformation Characteristics of Dual-Phase Steels . Metallurgical Transactions A, Volume 13A, January 1982 . pg. 85-92 .

[2E] Hans-Joachim Klaar, Ismail A. El-Sesy and Abdel-hamid A. Hussein. Microstructure and properties of a C - Mn - Si - Dual - Phase Steel. Steel Research 61 (1990) N° 2. Pg. 85-92.