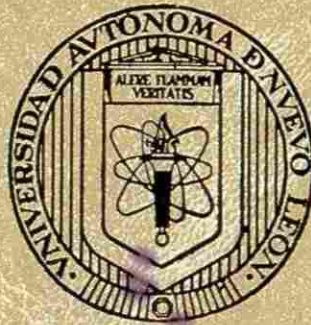


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



**COMPORTAMIENTO MECANICO Y
MICROESTRUCTURAL DE ACEROS DOBLE FASE**

POR

CARLOS JAVIER LIZCANO ZULAICA

TESIS

**EN OPCION AL GRADO DE DOCTOR EN
INGENIERIA DE MATERIALES**

CIUDAD UNIVERSITARIA

MAYO 2001

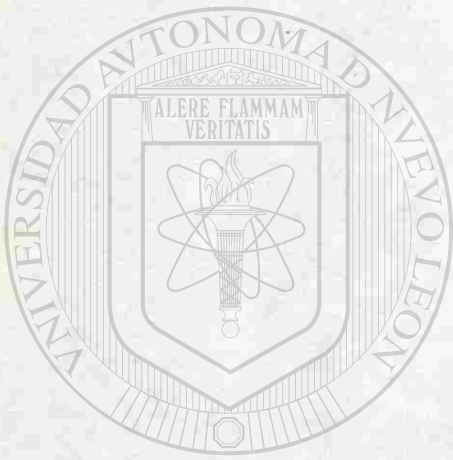
C.J.L.Z.

COMPORTAMIENTO MECANICO Y
MICROESTRUCTURAL DE ACEROS DOBLE FASE

TD
Z5853
.M2
FIME
2001
.L5



1020149862



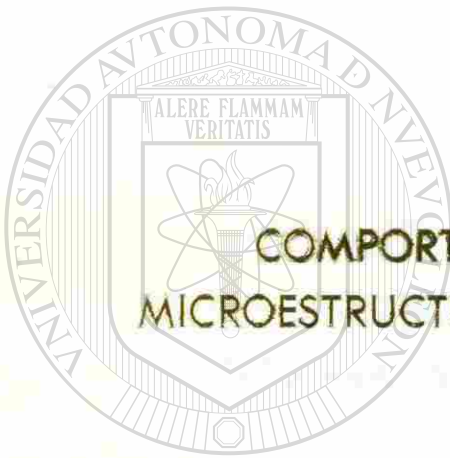
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



COMPORTAMIENTO MECANICO Y
MICROESTRUCTURAL DE ACEROS DOBLE FASE
POR

CARLOS JAVIER LIZCANO ZULAICA

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
TESIS

EN OPCION AL GRADO DE DOCTOR EN
INGENIERIA DE MATERIALES

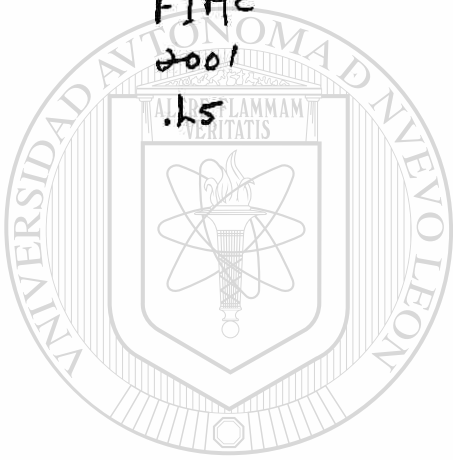
CIUDAD UNIVERSITARIA

MAYO 2001



981470

TD
Z5853
.M2
FIME
2001



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

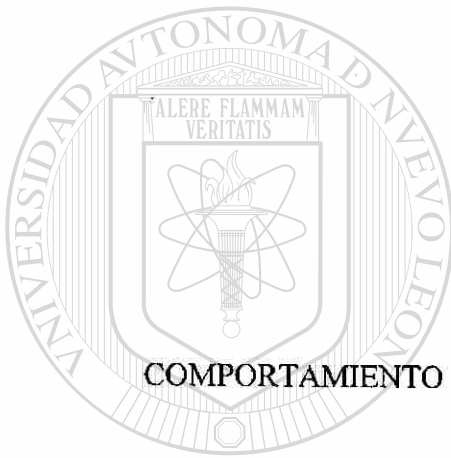


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



FONDO
TESIS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



COMPORTAMIENTO MECÁNICO Y MICROESTRUCTURAL DE ACEROS
DOBLE FASE

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

POR

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CARLOS JAVIER LIZCANO ZULAICA

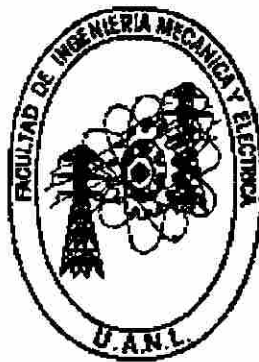
TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN
INGENIERÍA DE MATERIALES

CIUDAD UNIVERSITARIA

MAYO 2001

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO



COMPORTAMIENTO MECÁNICO Y MICROESTRUCTURAL DE ACEROS
DOBLE FASE

U.A.N.L.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

POR

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CARLOS JAVIER LIZCANO ZULAICA

TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN
INGENIERÍA DE MATERIALES

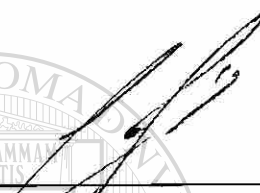
CIUDAD UNIVERSITARIA

MAYO 2001


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POST-GRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis
“Comportamiento mecánico y microestructural de aceros doble fase”
realizada por el M.C. Carlos Javier Lizcano Zulaica sea aceptada para
su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El comité de Tesis



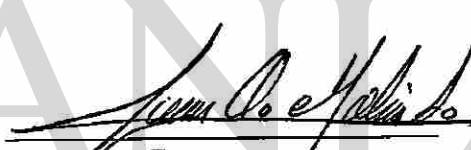
Asesor
Dr. Rafael Colás Ortiz



Asesor
Dr. Alberto Pérez Unzueta



Coasesor
Dra. Patricia Rodríguez López




Coasesor
Dr. Juan Oscar Molina Solís

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



Coasesor
Dr. Ignacio Salvador Alvarez Elcoro



Vo. Bo.
M.C. Roberto Villarreal Garza
División de Estudios de Post-grado

San Nicolás de los Garza; Nuevo León. Mayo de 2001

DEDICATORIA

A Dios.



A mi esposa, Laura Elena, y mis hijos, Carlos Javier II e Israel, por sus palabras de aliento, confianza y paciencia.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

A la memoria de mi padre, Luis Lizcano Cavazos, y de mi madre, Andrea Zalaica de Lizcano.

AGRADECIMIENTOS

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la U.A.N.L., en especial al programa de Doctorado en Ingeniería de los Materiales.

A la División de Tecnología de Hylsa, por las facilidades proporcionadas para el desarrollo de este trabajo y por su autorización para publicarlo.

A Galvak, S.A. de C.V., por el apoyo que me brindó para el desarrollo de este estudio.

Al Ing. Juan Celada III, por ser todo un visionario en la importancia del desarrollo de estos nuevos aceros y fomentar su realización.

Al Dr. Ignacio Alvarez Elcoro, por compartir su amistad, experiencia y madurez profesional en la realización de este trabajo.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz, por sus palabras motivadoras siempre de aliento y entusiasmo para que se iniciara y concluyera este trabajo.

Al Dr. Alberto Pérez Unzueta, por sus valiosos comentarios durante la supervisión del presente estudio.

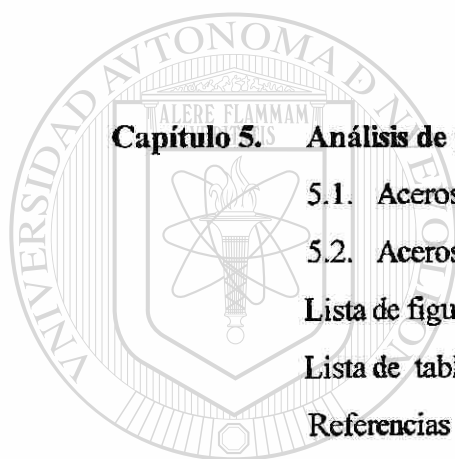
A los Doctores Patricia Rodríguez López y Juan Oscar Molina Solís por su valiosa participación en la revisión de este trabajo.

Al Ing. Omar Cerda Rodríguez, por que sin su ayuda no hubiera sido posible la realización de este proyecto.

ÍNDICE

| | Página |
|---|--------|
| Prólogo | vii |
| Síntesis | x |
| Capítulo 1. Introducción | 1 |
| 1.1. Objetivo | 3 |
| 1.2. Hipótesis | 3 |
| Lista de figuras | 8 |
| Referencias | 8 |
| Capítulo 2. Análisis matemático | 13 |
| 2.1. Análisis de Hollomon | 14 |
| 2.2. Análisis de Crussard-Jaoul (CJ) | 15 |
| 2.3. Análisis modificado CJ | 16 |
| Lista de figuras | 22 |
| Referencias | 22 |
| Capítulo 3. Fabricación de acero | 23 |
| 3.1. Fusión. | 23 |
| 3.2. Laminación. | 29 |
| Lista de figuras. | 33 |
| Lista de tablas. | 33 |

| | |
|--|-----------|
| Capítulo 4. Experimentación | 34 |
| 4.1. Materiales | 34 |
| 4.2. Tratamientos térmicos. | 35 |
| 4.3. Ensayos mecánicos. | 37 |
| Lista de figuras | 39 |
| Lista de tablas. | 39 |
| Referencias | 39 |
| | |
| Capítulo 5. Análisis de pruebas mecánicas | 40 |
| 5.1. Aceros al silicio | 41 |
| 5.2. Aceros al manganeso | 48 |
| Lista de figuras | 56 |
| Lista de tablas. | 57 |
| Referencias | 57 |
| <hr/> | |
| Capítulo 6. Análisis metalográfico | 58 |
| 6.1. Aceros al silicio | 58 |
| 6.2. Aceros al manganeso | 71 |
| Lista de figuras | 83 |
| Lista de tablas. | 83 |
| Referencias | 84 |



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

®

| | |
|--|-----|
| Capítulo 7. Discusión | 85 |
| 7.1. Análisis de propiedades mecánicas | 86 |
| 7.1.1. Aceros al silicio | 86 |
| 7.1.2. Aceros al manganeso | 97 |
| 7.2. Análisis metalográfico | 106 |
| 7.3. Discusión matemática | 108 |
| 7.3.1. Introducción | 108 |
| 7.3.2. Análisis de aceros al silicio | 114 |
| 7.3.3. Análisis de aceros al manganeso | 121 |
| 7.3.4. Análisis de ambos aceros | 129 |
| Lista de figuras | 131 |
| Lista de tablas. | 132 |
| Referencias | 133 |

| | |
|---|-----|
| Capítulo 8. Conclusiones, recomendaciones y limitaciones | 138 |
|---|-----|

| | |
|----------------------|-----|
| 8.1. Conclusiones | 138 |
| 8.2. Recomendaciones | 139 |
| 8.3. Limitaciones | 140 |

| | |
|------------|-----|
| Apéndice A | 141 |
|------------|-----|

| | |
|------------|-----|
| Apéndice B | 146 |
|------------|-----|

| | |
|------------|-----|
| Apéndice C | 154 |
|------------|-----|

Apéndice D 164

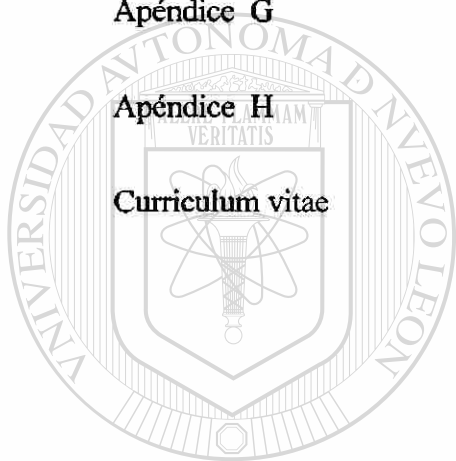
Apéndice E 173

Apéndice F 184

Apéndice G 187

Apéndice H 190

Curriculum vitae 201



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



PRÓLOGO

El inicio del siglo XXI ha estado acompañado de grandes avances científicos y tecnológicos. Quizá el área que más se maneja en los medios de comunicación ha sido el avance en el uso de la computadora personal como una herramienta de trabajo diaria para millones de personas y en particular el uso de redes de información como Internet. Otra área que ha sido ampliamente difundida es el avance en ingeniería genética y en la posibilidad actual de clonar seres vivos. En el área de ciencia e Ingeniería de Materiales, hemos visto la introducción de nuevos y mejores materiales en varias aplicaciones.

A pesar de todos estos avances, el metal que sigue siendo el principal material para un sin fin de aplicaciones es el acero. Esta relativamente sencilla aleación de hierro y carbono, ha sido la base del desarrollo industrial. Actualmente existen más de 1,000 diferentes tipos de aceros y parecería que para cada requerimiento de la vida moderna, existe un acero para satisfacer esta demanda

De ahí que, día a día se continúe con las investigaciones científicas y tecnológicas para encontrar aceros que satisfagan las cada vez más rigurosas condiciones de trabajo de la industria moderna.

Este es el caso del presente trabajo donde se han desarrollado dos nuevas familias de aceros. Partiendo de la idea de diseñar una aleación en base a un control microestructural, se buscó formar estos aceros con diferentes proporciones de fases, siendo estas, granos de martensita en una matriz de ferrita. De aquí el nombre genérico de aceros fer-mar.

La consolidación de estos aceros, su transformación mecánica, sus cambios microestructurales por medio de tratamientos térmicos y finalmente las propiedades mecánicas obtenidas han sido claramente explicadas por el autor. Es precisamente, la relación que existe entre las propiedades mecánicas y la microestructura del acero, el trabajo principal de la presente tesis. El autor propone y comprueba una serie de relaciones cualitativas y cuantitativas, todas ellas de gran utilidad para el productor, usuario y consumidor de este importante material, el acero.

La tesis concluye que la ley de las mezclas es adecuada para el propósito de predecir las propiedades mecánicas.

Uno por su parte puede concluir que es una gran satisfacción observar, una vez más, el gran esfuerzo, dedicación y buenos resultados que se obtienen cuando la industria y la universidad trabajen en forma conjunta para el avance científico y tecnológico, no sólo de nuestro país sino de toda la humanidad.

Ing. Ricardo Viramontes Brown.

Dr. Alberto Pérez Únzuela.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

San Nicolás de los Garza N.L. Mayo 2001.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



RESUMEN

Dos familias de 5 aceros al Si-Mn fueron producidas, una de 0 a 2% de Si y otra de 0 a 2 % de Mn. La fusión del acero se llevo a cabo en un horno de inducción de 1.2 ton y la laminación de los lingotes a barras redondas de 20 mm de diámetro en un tren de laminación compuesto de un molino de desbaste trío y un molino cross country.

Se maquinaron probetas redondas según el estándar ASTM E-8 de 12.7 mm de diámetro para ensayos de tensión y fueron sometidas a tratamiento térmico de templado intercrítico en agua; en cuatro niveles de temperatura, distribuidos en forma proporcional entre A_{c1} y A_{c3} .

Análisis metalográfico cuantitativo se llevó a cabo con ataques de Nital para medir el tamaño de grano ferrítico y con LePera para medir las fases presentes.

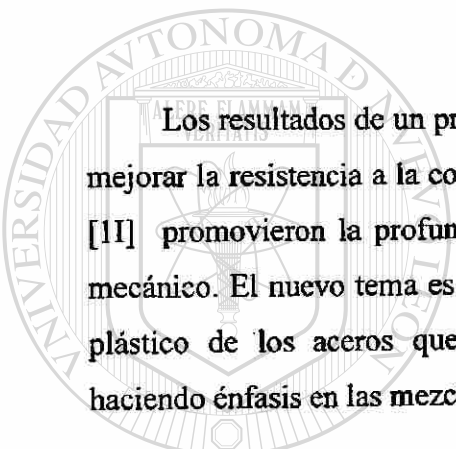
Una revisión de análisis de endurecimiento por deformación de las curvas σ - ϵ muestra que el análisis de Crussard-Jaoul modificado se ajusta a las diferentes etapas de endurecimiento de estos aceros.

Es posible explicar las variables mecánicas, como σ y ϵ , a través de la aplicación de la ley de las mezclas de fases metalográficas.

Un análisis de correlación de la microestructura con los resultados de los ensayos de tensión combinados de ambas familias comprueba que σ_u y $\sigma_{0.2}$ dependen principalmente de la cantidad de fases metalográficas y del tamaño de grano ferrítico.

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 [II] 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 ferrítico-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 [21] a [22]. El análisis de Crussard-Jaoul (C-J) [23] a [25] basado en la relación de Swift ha sido aplicada para correlacionar los comportamientos de esfuerzo-deformación de los aceros doble fase [1] a [22]. 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 [26] a [29], 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.

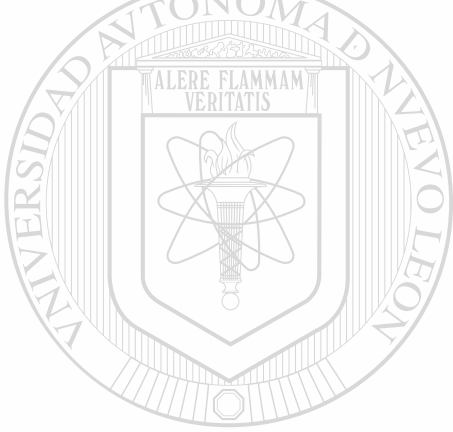
1. 2. HIPÓTESIS.

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.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



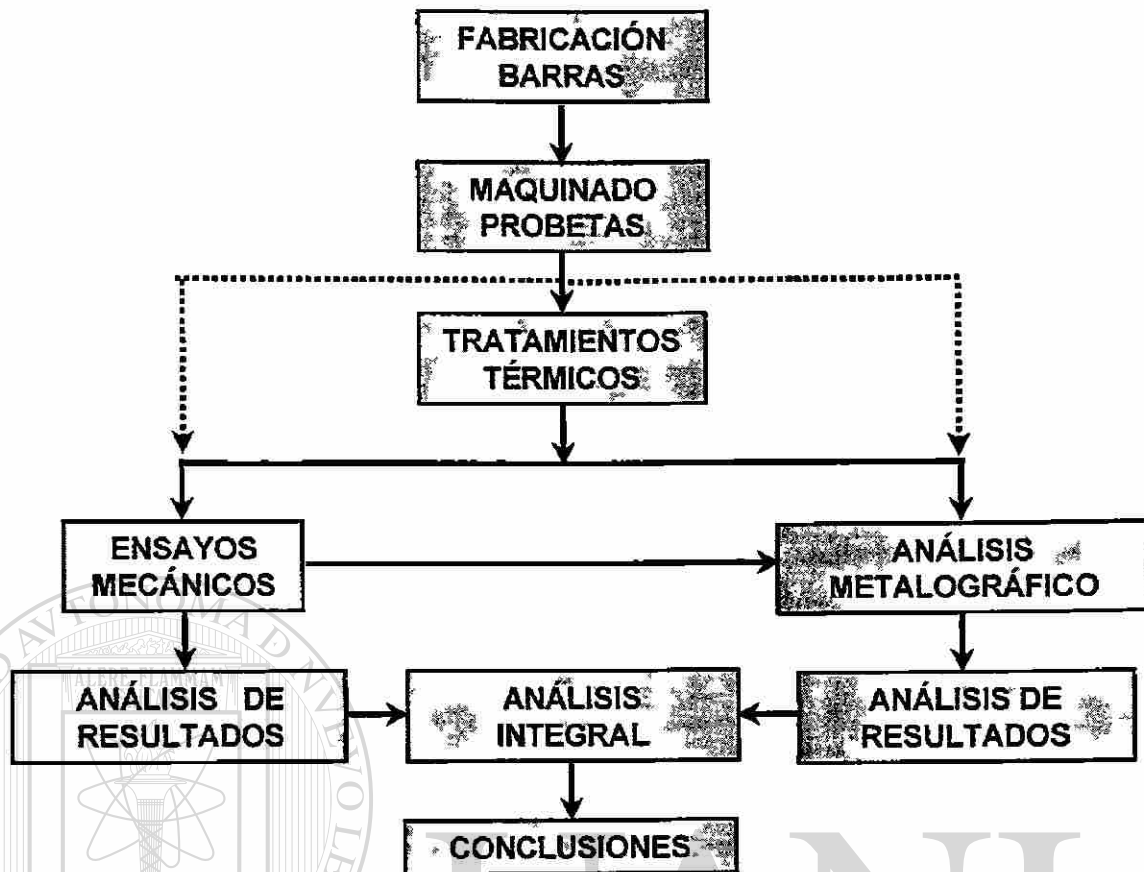


Figura 1.1: Desglose del alcance de la Investigación.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

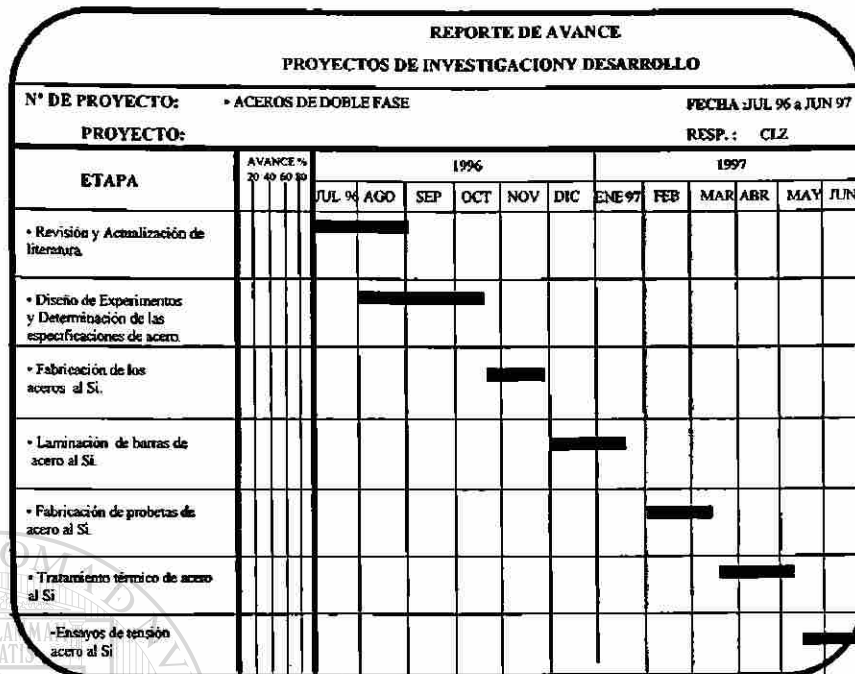


Figura 1.2 a: Programa de la investigación Julio 96 a Junio 97

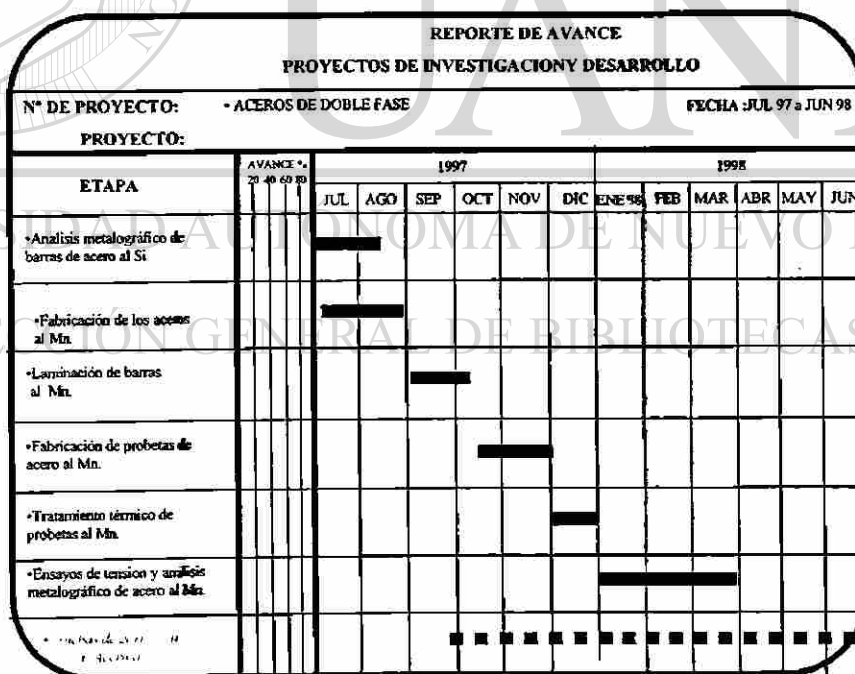


Figura 1.2 b: Programa de la investigación Julio 97 a Junio 98.

| REPORTE DE AVANCE | | | | | | | | | | | | | | |
|---|-------------------------|-----------------------|-----|-----|-----|-----|-----|--------|-----|------------------------|-----|-----|-----|--|
| PROYECTOS DE INVESTIGACIONY DESARROLLO | | | | | | | | | | | | | | |
| N° DE PROYECTO: | | • ACEROS DE DOBLEFASE | | | | | | | | FECHA :JUL 98 a JUN 99 | | | | |
| PROYECTO: | | | | | | | | | | | | | | |
| ETAPA | AVANCE % 20 40 60 80 | 1998 | | | | | | 1999 | | | | | | |
| | | JUL | AGO | SEP | OCT | NOV | DIC | ENE 99 | FEB | MAR | ABR | MAY | JUN | |
| •Pruebas de corrosión a) Acero al Si b) Acero al Mn | | ■ | ■ | ■ | ■ | ■ | ■ | ■ | | | | | | |
| • Análisis de resultados de ensayos de corrosión | | ■ | ■ | ■ | ■ | ■ | ■ | ■ | ■ | ■ | | | | |
| | | | | | | | | | | | | | | |
| | | | | | | | | | | | | | | |
| | | | | | | | | | | | | | | |
| | | | | | | | | | | | | | | |
| | | | | | | | | | | | | | | |

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

| REPORTE DE AVANCE | | | | | | | | | | | | | | |
|---|-------------------------|-----------------------|-----|-----|-----|-----|-----|--------|-----|------------------------|-----|-----|-----|--|
| PROYECTOS DE INVESTIGACIONY DESARROLLO | | | | | | | | | | | | | | |
| N° DE PROYECTO: | | • ACEROS DE DOBLEFASE | | | | | | | | FECHA :JUL 00 a JUN 01 | | | | |
| PROYECTO: | | | | | | | | | | | | | | |
| ETAPA | AVANCE % 20 40 60 80 | 2000 | | | | | | 2001 | | | | | | |
| | | JUL | AGO | SEP | OCT | NOV | DIC | ENE 00 | FEB | MAR | ABR | MAY | JUN | |
| •Análisis metalográfico de barras de acero al Si. | | | | | | | ■ | ■ | ■ | ■ | | | | |
| •Análisis metalográfico de barras de acero al Mn | | | | | | | ■ | ■ | ■ | ■ | | | | |
| •Análisis de esfuerzos | | | | | | | | ■ | ■ | ■ | ■ | | | |
| •Elaboración de la tesis | | | | | | | | | ■ | ■ | ■ | | | |
| | | | | | | | | | | | | | | |
| | | | | | | | | | | | | | | |
| | | | | | | | | | | | | | | |
| | | | | | | | | | | | | | | |

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

[11] 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.

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

[31] Naresh C. Goel, Sandeep Sangal and Kris Tangri. A Theoretical Model for the Flow Behavior of Commercial Dual - Phase Steels Containing Metastable Retained Austenite: 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 Microstructures. 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 Straburger 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 randomly 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. Strain Hardening Behavior and Its relationships to Tensile Mechanical Properties of Dual Phase Steel. Materials Science and Technology, December 1992, Vol. 8. Pg. 1075-1081.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

[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 Science 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. February 1981.

[23I] E. Reed - Hill, W. R. Cribb and S. N. Monteiro. Concerning the Analysis of Tensile Stress - Strain Data Using $\text{Log } d\sigma / d\epsilon_p$ Versus $\text{Log } \sigma$ 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 Mechanik. 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:

Etapas 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.

Etapas 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.

Etapas 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 Cottrell-Lomer).

Etapas 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 uno 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

$$\sigma = k\varepsilon^{n'} \quad (1-1)$$

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 (Considere):

$$d\sigma/d\varepsilon - \sigma/\varepsilon = 0 \quad (1-2)$$

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

$$(d\sigma/d\varepsilon)_{\varepsilon = \varepsilon_u} - \sigma_{tu} / \varepsilon_u = 0 \quad (1-3)$$

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

$$d\sigma_t/d\varepsilon = kn\varepsilon^{n-1} \quad (1-4)$$

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

$$d\sigma_t/d\varepsilon = (n' / \varepsilon) (\sigma_t) \quad (1-5)$$

y para $\varepsilon = \varepsilon_u$

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

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

$$n'_{cal} = \varepsilon_u \quad (1-7)$$

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

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

$$\sigma_t = \sigma_0 + k\varepsilon^n \quad (1-8)$$

donde σ_t es el esfuerzo verdadero; ε , la deformación verdadera; n , el exponente de endurecimiento mecánico; y σ_0 y k son constantes del material. La forma logarítmica de la diferencial con respecto a ε de la ecuación (1-8), es

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

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_0 . 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

$$d\sigma_t/d\varepsilon = kn\varepsilon^{n-1} \quad (1-10)$$

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

$$d\sigma_t/d\varepsilon = (n/\varepsilon)(\sigma_t - \sigma_0) \quad (1-11)$$

y para $\varepsilon = \varepsilon_u$

$$(d\sigma_t/d\varepsilon)_{\varepsilon = \varepsilon_u} = (n/\varepsilon_u)(\sigma_{tu} - \sigma_0) \quad (1-12)$$

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

$$n^{C-J}_{cal} = [\sigma_{tu} / (\sigma_{tu} - \sigma_0)] \varepsilon_u \quad (1-13)$$

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_0 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

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + c\sigma_t^m \quad (1-14)$$

donde ε_0 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

$$\ln (d\sigma_t / d\varepsilon) = (1 - m) \ln \sigma_t - \ln (cm) \quad (1-15)$$

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_0 o deformación inicial, en $\sigma = 0$. La intersección con el eje de los esfuerzos es σ_0 y su relación con ε_0 es calculada de

$$\varepsilon_0 = -c\sigma_0^m \quad (1-16)$$

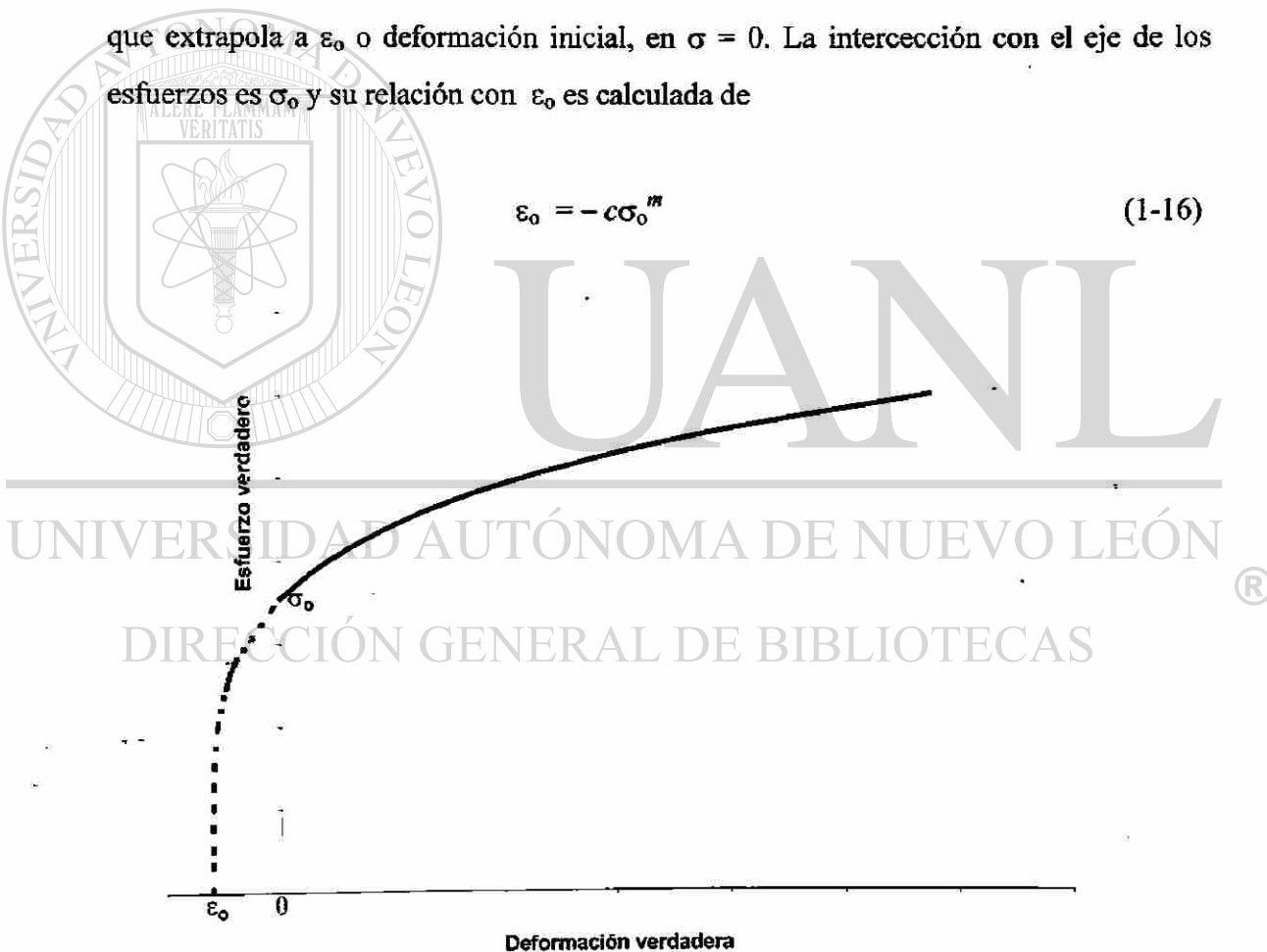


Figura 2.1: Ilustración para mostrar la significancia de ε_0 en la relación.

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + c\sigma_t^m$$

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) $d\sigma_t / d\epsilon$ 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 $\ln (d\sigma_t / d\epsilon)$ vs $\ln \sigma$ 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 si 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 $\epsilon_u = n = 1 / m$. 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

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

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

$$d\sigma_t/d\varepsilon = \sigma_t / [m(\varepsilon - \varepsilon_0)] \quad (1-18)$$

y para $\varepsilon = \varepsilon_u$

$$(d\sigma_t/d\varepsilon)_{\varepsilon = \varepsilon_u} = \sigma_{tu} / [m(\varepsilon_u - \varepsilon_0)] \quad (1-19)$$

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

$$\varepsilon_u = 1/m + \varepsilon_0 \quad (1-20)$$

donde, en especímenes con curvas esfuerzo-deformación de etapas múltiples, m y ε_0 corresponden a la porción en la cual aparece el estrangulamiento. El Parámetro, m_{cal} , puede ser calculado despejando de la ecuación (1-20)

$$m_{cal} = 1 / (\varepsilon_u - \varepsilon_0) \quad (1-21) \quad \text{®}$$

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Con el propósito de visualizar la posible relación entre ε_u y los esfuerzos 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]:

$$\varepsilon = \varepsilon_{01} + c_1 \sigma_t^{m1} \text{ para la etapa 1, antes de } \varepsilon_k \quad (1-22)$$

$$\varepsilon = \varepsilon_{02} + c_2 \sigma_t^{m2} \text{ para la etapa 2, después de } \varepsilon_k \quad (1-23)$$

donde c_1 , c_2 , ε_{01} y ε_{02} 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

$$\varepsilon_u = \varepsilon_k + (\varepsilon_u - \varepsilon_k) \quad (1-24)$$

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

$$\varepsilon_u - \varepsilon_k = c_2 (\sigma_{tu}^{m_2} - \sigma_{tk}^{m_2}) \quad (1-25)$$

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

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

del criterio de inestabilidad resulta

$$d\sigma_t / d\varepsilon = \sigma_{tu} \quad (1-27)$$

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

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

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

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

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

$$\varepsilon_k = \varepsilon_{01} + c_1 \sigma_{tk}^{m_1} \quad (1-30)$$

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]

$$c_1 m_1 \sigma_{tk}^{m_1-1} = c_2 m_2 \sigma_{tk}^{m_2-1} \quad (1-31)$$

o

$$c_1 m_1 \sigma_{tk}^{m_1} = c_2 m_2 \sigma_{tk}^{m_2} \quad (1-32)$$

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

$$c_1 \sigma_{tk}^{m_1} = 1/m_1 (\sigma_{tk} / \sigma_{tu})^{m_2} \quad (1-33)$$

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

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

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

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Lista de figuras:

Figura 2.1: Ilustración para mostrar la significancia de ϵ_0 en la relación $\epsilon = \epsilon_0 + c\sigma_i^m$

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 $d\sigma / d\epsilon_p$ 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.

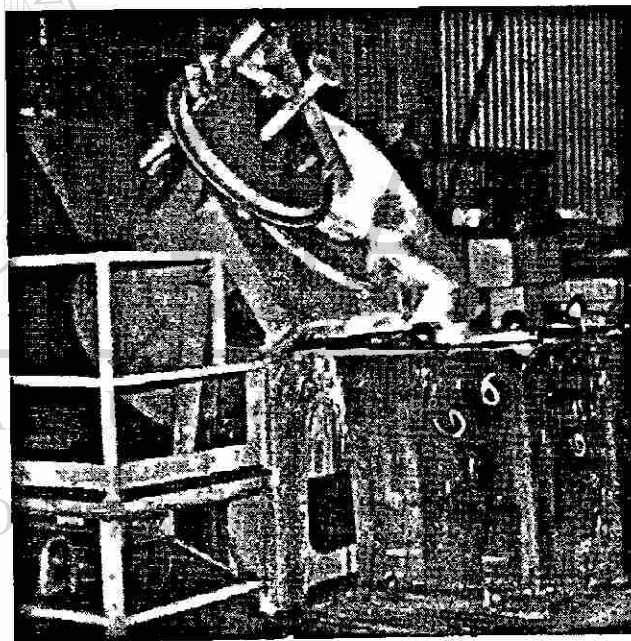


Figura 3.1: Vaciado del horno de inducción.

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.

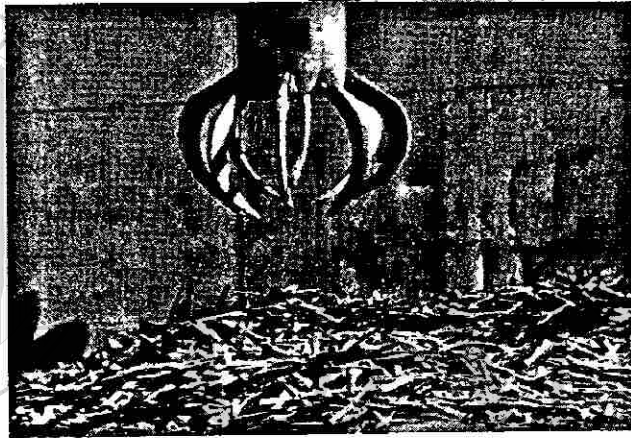


Figura 3.2: Carga metálica, recorte de lámina de acero.

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 relleno con arena

silica 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.

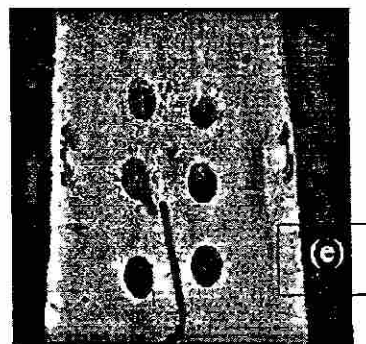
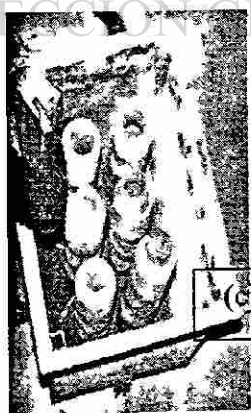
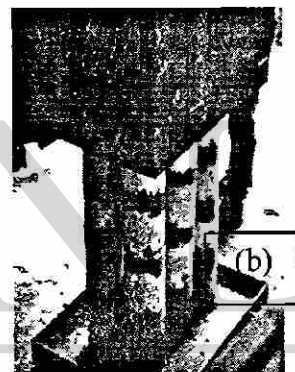


Figura 3.3: Ensamble de molduras para el vaciado de las barras de acero.

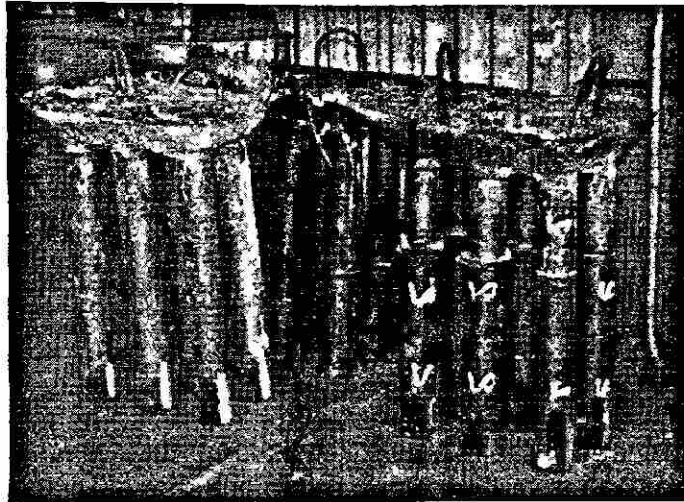


Figura 3.4: Conjunto de barras vaciadas.

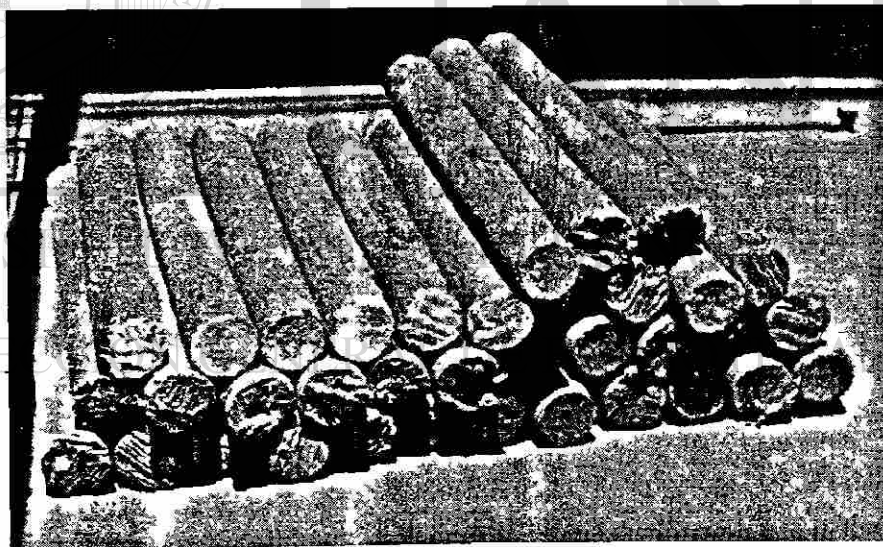


Figura 3.5: Barras cortadas separadas del conjunto.

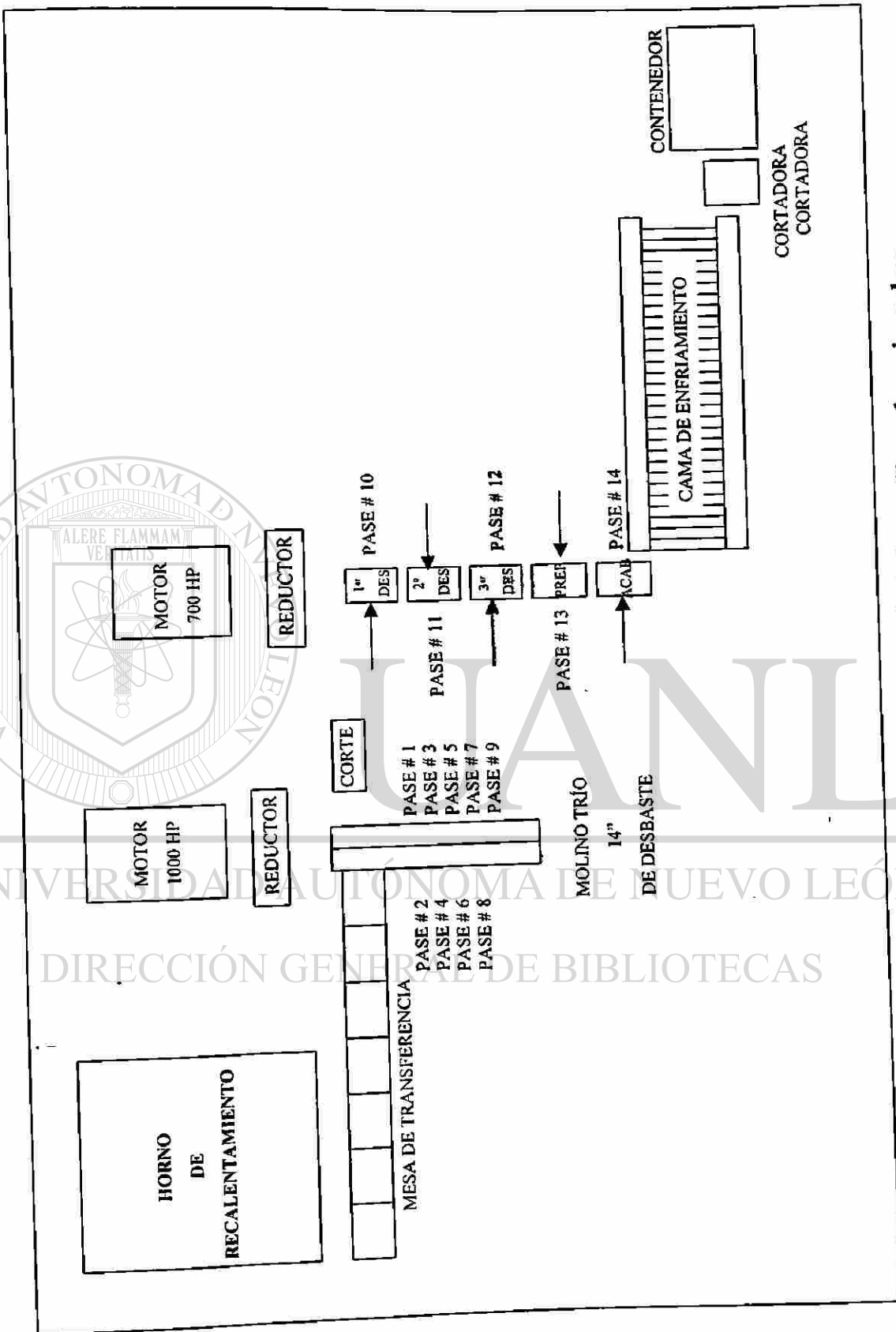


Figura 3.6: Arreglo general del molino laminador.

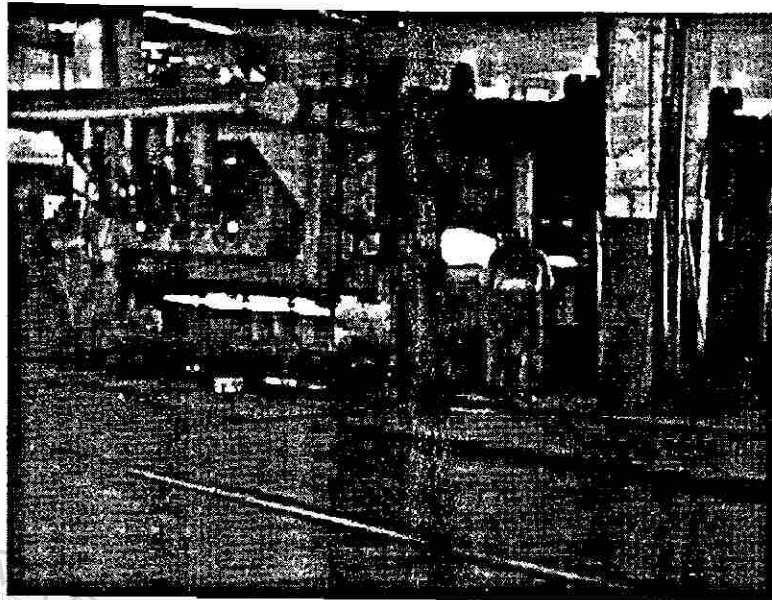


Figura 3.7: Horno de recalentamiento de barras.

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 a cabo 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.

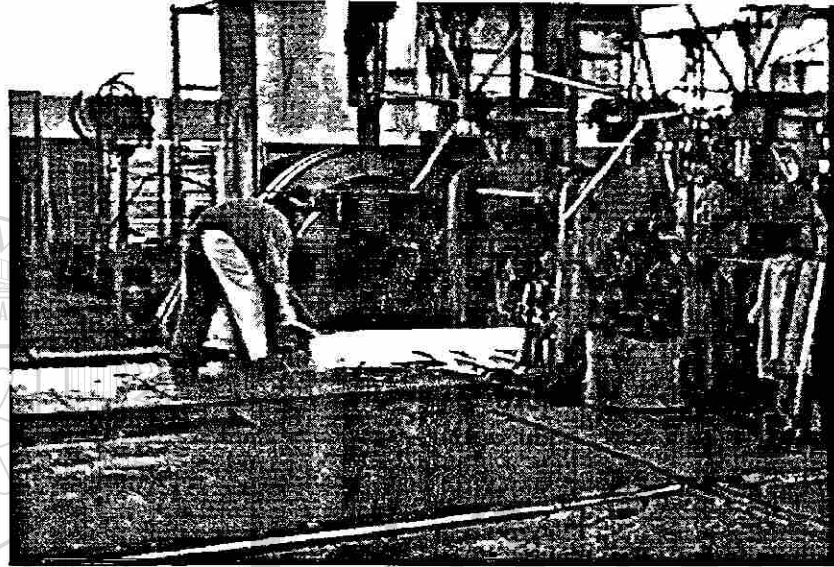


Figura 3.8: Molino trío de desbaste.



Figura 3.9: Molino Cross Country.

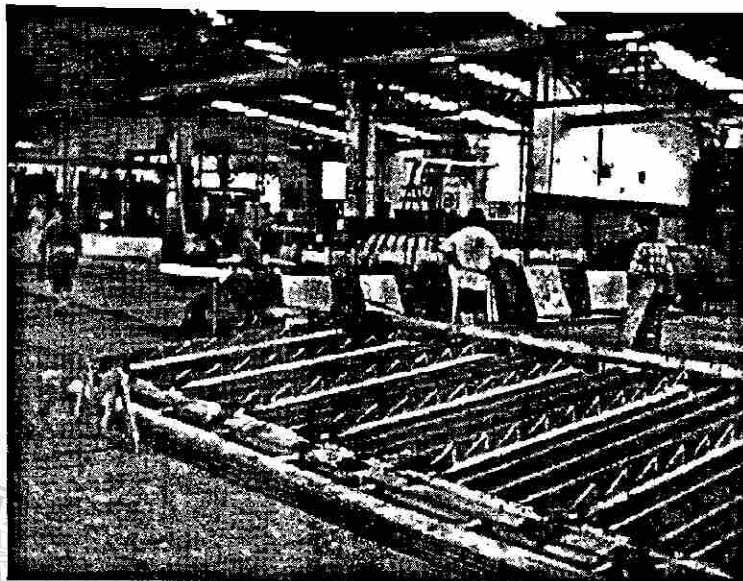


Figura 3.10: Molino Cross Country y cama de enfriamiento.

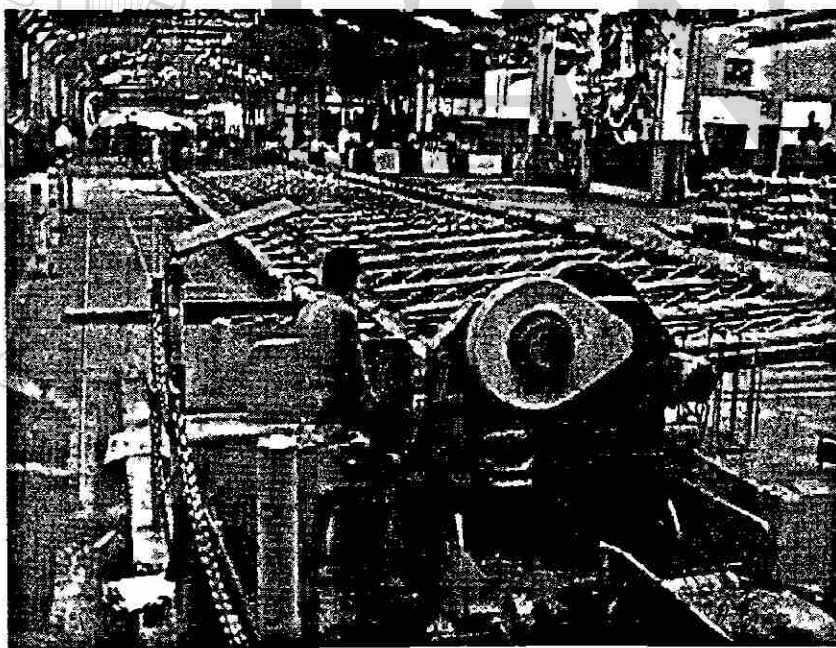
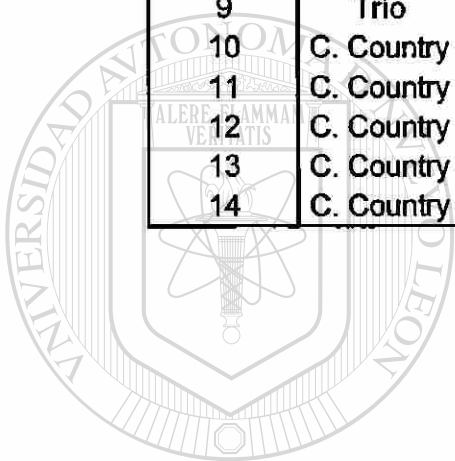


Figura 3.11: Cama de enfriamiento y tijera de corte.

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 |



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



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 trio 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.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 resumida 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.

| Acero | Análisis químico de aceros al Silicio (% en peso) | | | | | | | | |
|-------|---|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | 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 |

| Acero | Análisis químico de aceros al Manganeso (% en peso) | | | | | | | | |
|-------|---|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | 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 Andrews [1C], Tabla 4.2.

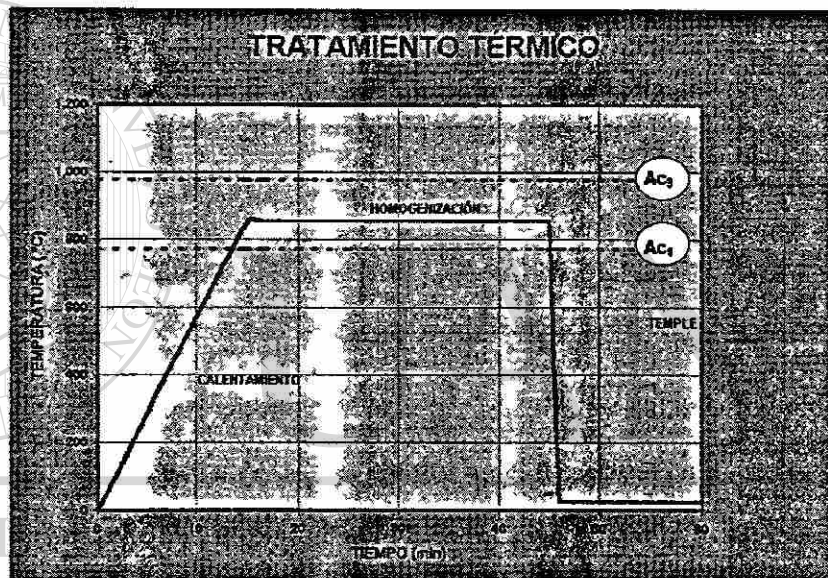


Figura 4.1: Temple intercrítico.

Tabla 4.2: Temperaturas intercríticas consideradas.

ACEROS AL Si

| Nº. de ACERO | Si (% peso) | Temperatura intercrítica (°C) | | | | Ac1 (°C) | Ac3 (°C) |
|-----------------|----------------|-------------------------------|-----|-----|-----|-------------|-------------|
| | | A | B | C | D | | |
| 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 (°C) | | | | Ac1 (°C) | Ac3 (°C) |
|-----------------|----------------|-------------------------------|-----|-----|-----|-------------|-------------|
| | | A | B | C | D | | |
| 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.

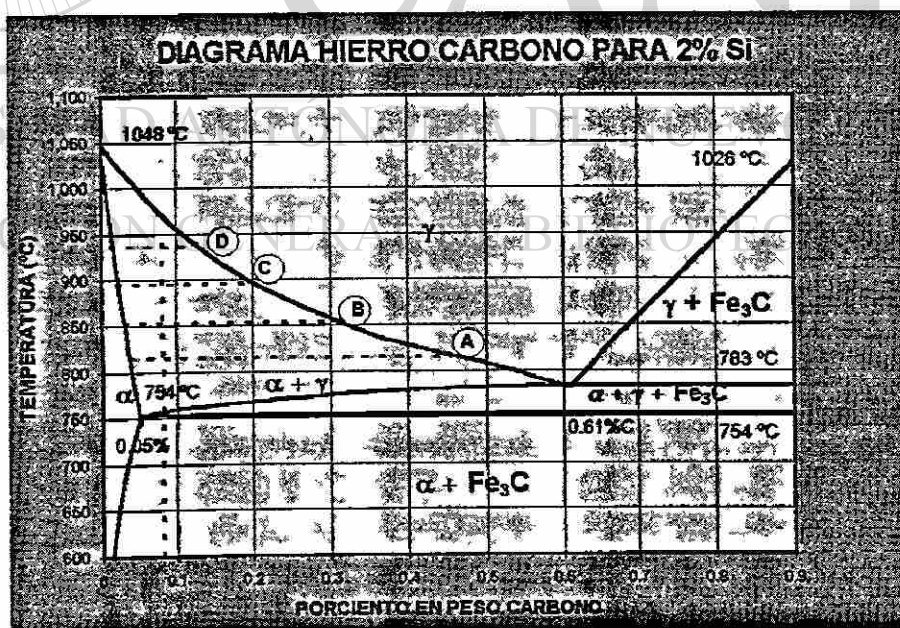


Figura 4.2: Temperaturas intercríticas para el acero de 2% de Si.

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 H₂O 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.

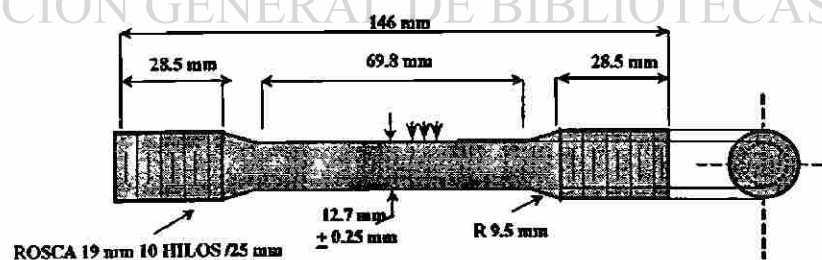


Figura 4.3: Forma y dimensiones del espécimen de tensión.

Tabla 4.3: Cantidad de ensayos realizados.

ACEROS AL Si

| Nº de ACERO | Si | Sin Tratamiento | Temperatura intercrítica (°C) | | | | Total |
|----------------|------|--------------------|-------------------------------|----|----|----|-------|
| | (%) | | A | B | C | D | |
| 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 (°C) | | | | Total |
|----------------|------|--------------------|-------------------------------|----|----|----|-------|
| | (%) | | A | B | C | D | |
| 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, July 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.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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]:

$$\epsilon = \ln(e + 1) \quad (5.1)$$

$$\sigma = P/A_0 (e + 1) \quad (5.2)$$

donde P, A₀ y e son la carga aplicada, el área de la sección transversal inicial y la deformación lineal convencional.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

La conversión de la información a gráficas de $\ln(d\sigma_t / d\epsilon)$ vs $\ln \sigma_t$ y los cálculos de las pendientes e intercepciones con el eje de las ordenadas fueron realizados por el método de ajuste de mínimos cuadrados utilizando el paquete de computación Excel. La pendiente, $d\sigma_t / d\epsilon$, 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_{tu} , la deformación verdadera a la fractura ϵ_t , el producto $\sigma_{tu} \times \epsilon_t$ (equivalente a la tenacidad), y el porcentaje de reducción de área se muestran en la Tabla 5.1.

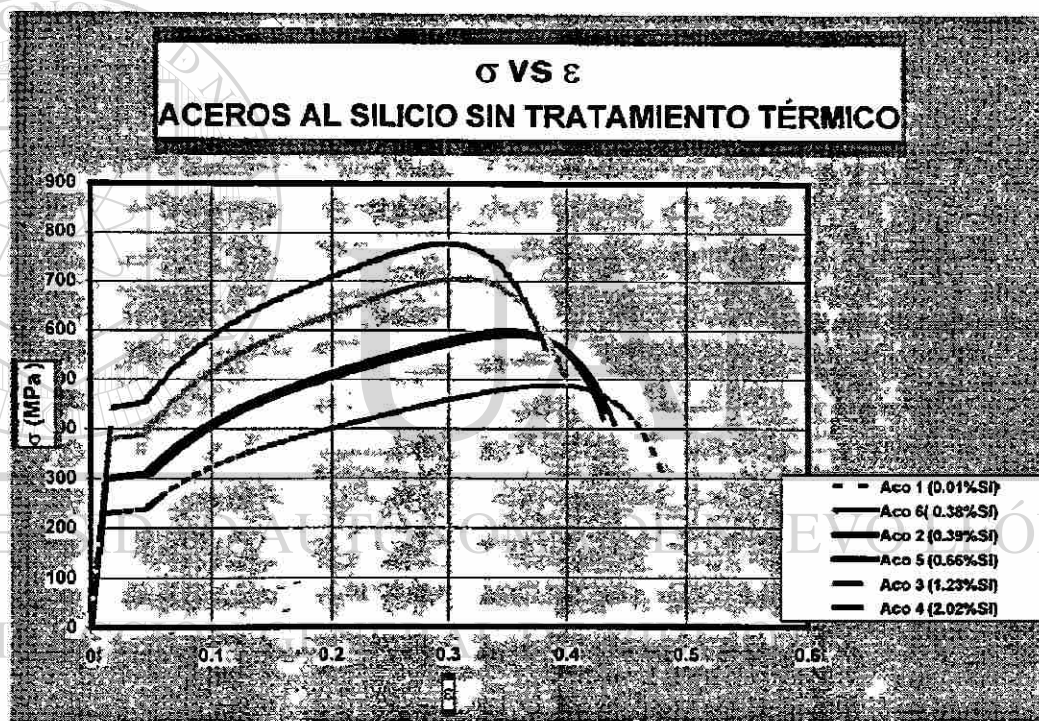


Figura 5.1a: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al Si sin tratamiento térmico.

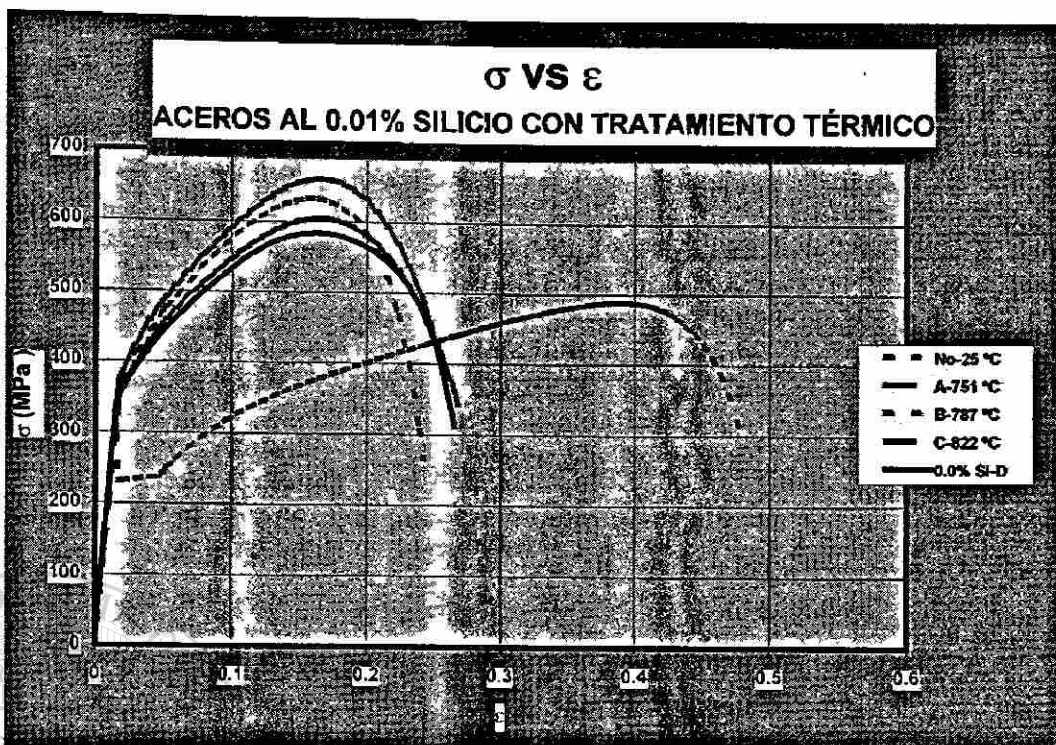


Figura 5.1b: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.01%Si.

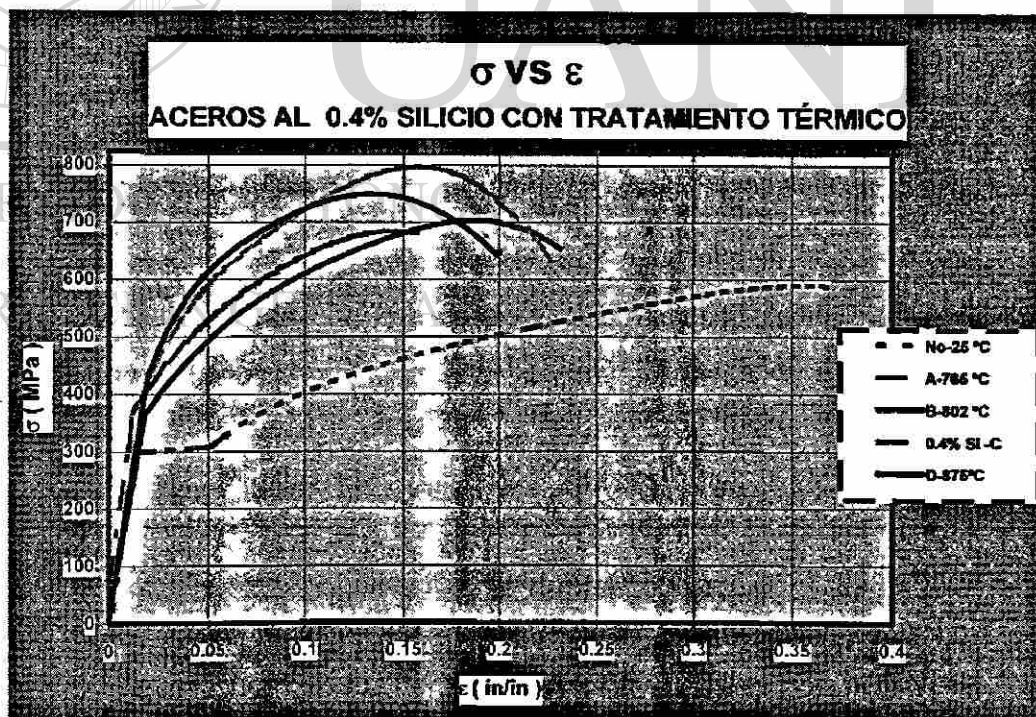


Figura 5.1c: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.4%Si.

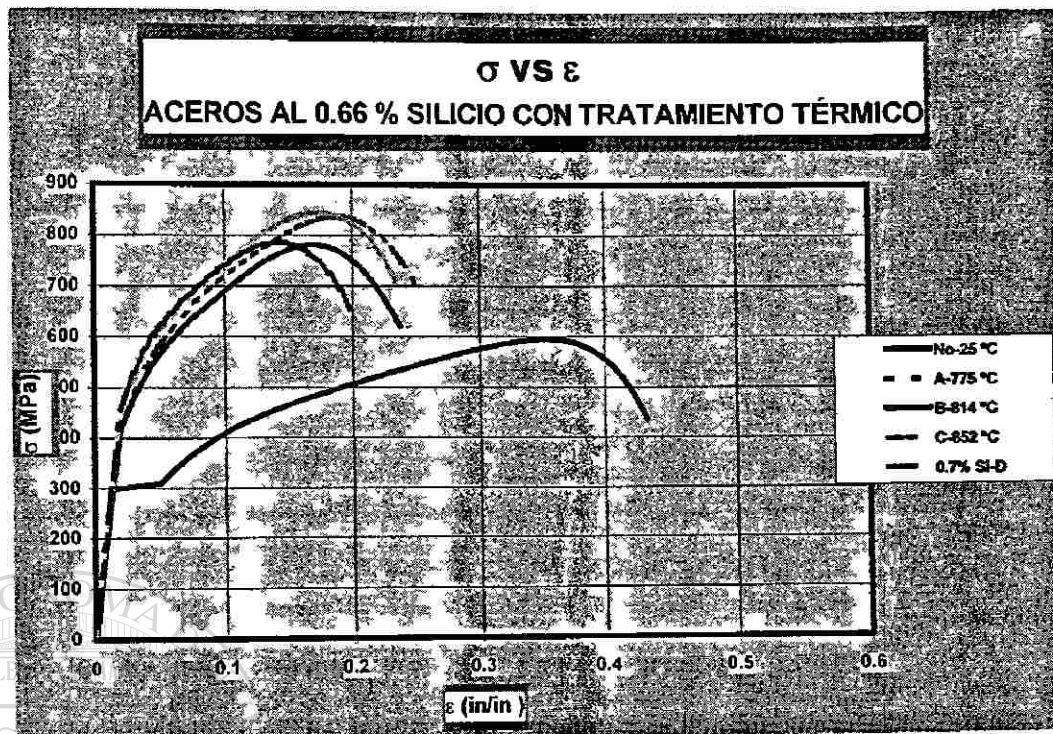


Figura 5.1d: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.66%Si.

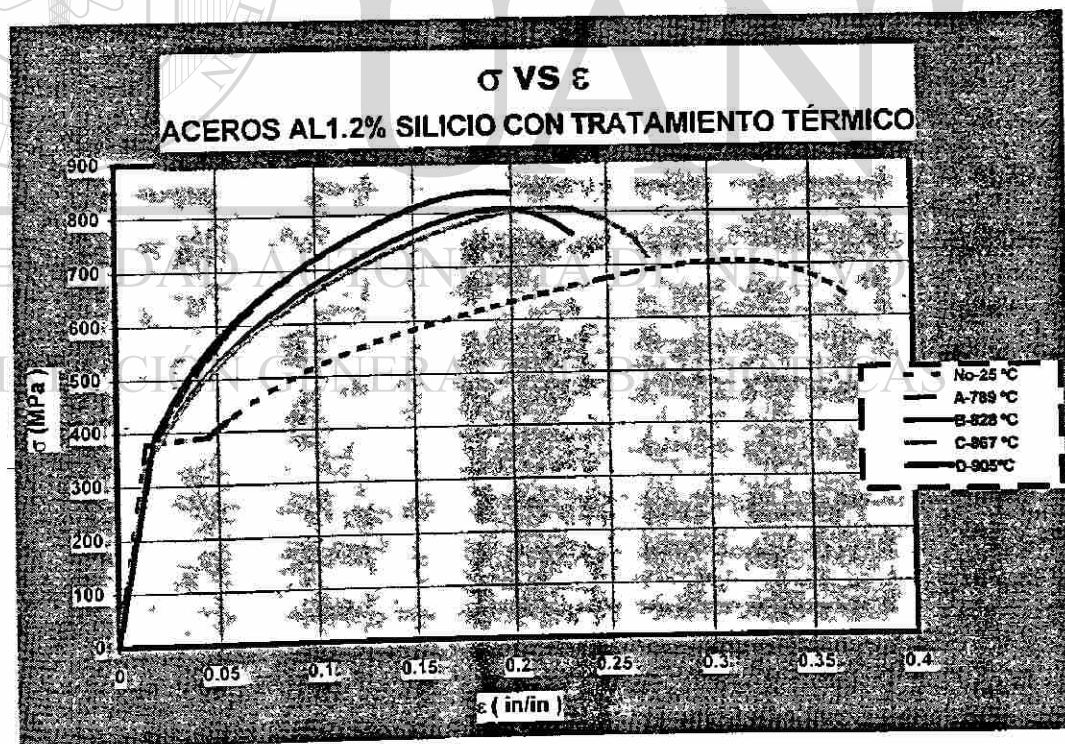


Figura 5.1e: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 1.2 %Si.

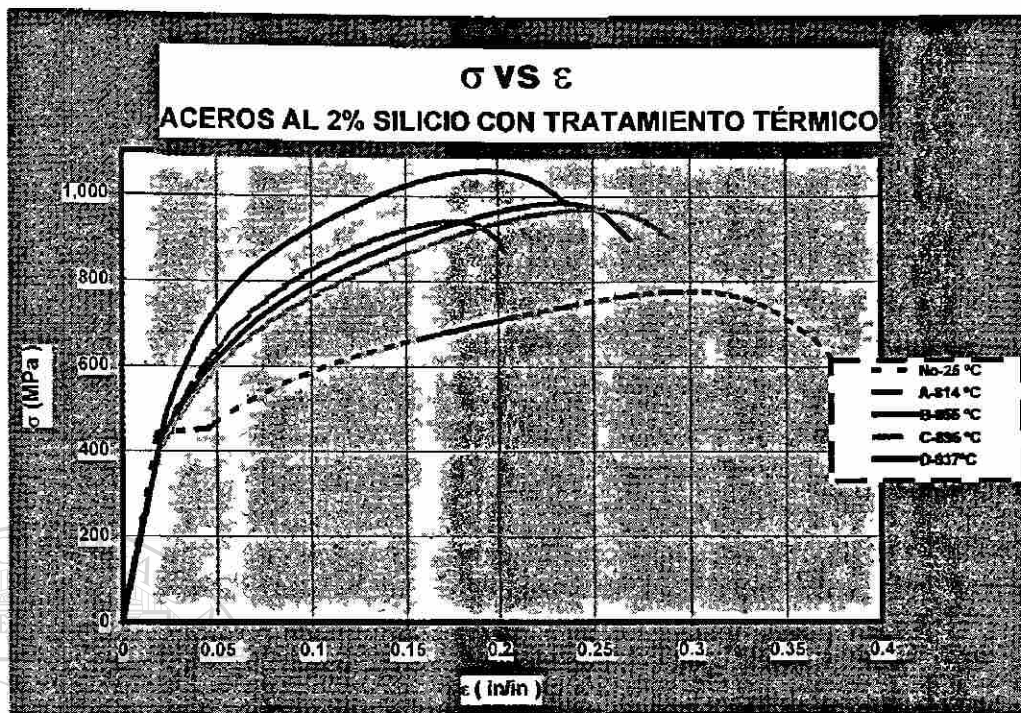


Figura 5.1f: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 2.0 %Si.

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

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

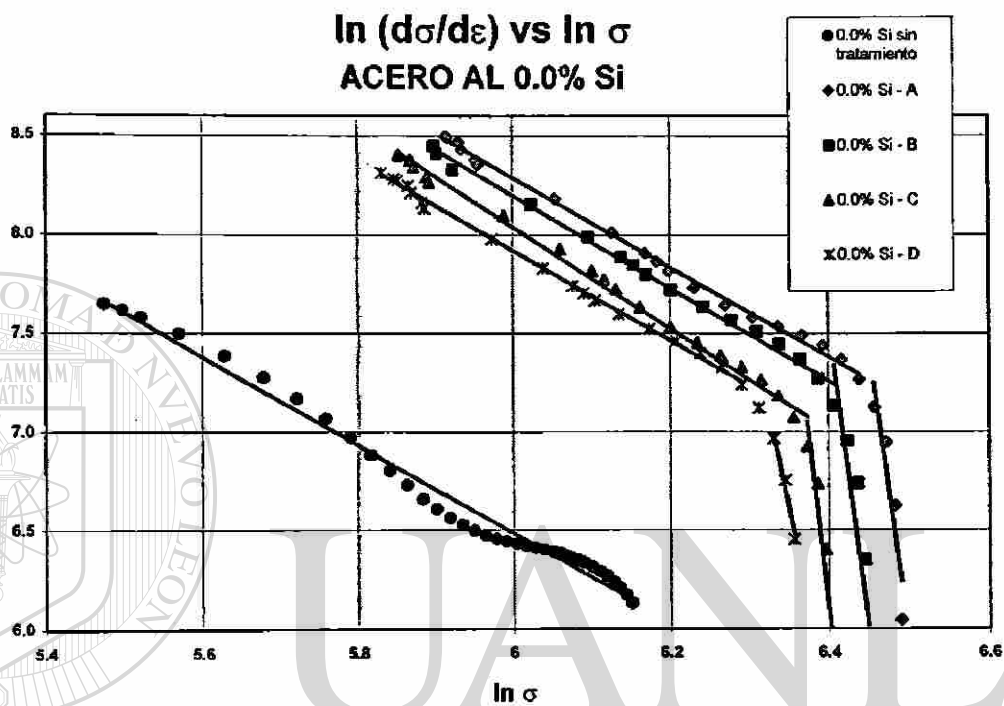


Figura 5.2a: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 0% silicio.

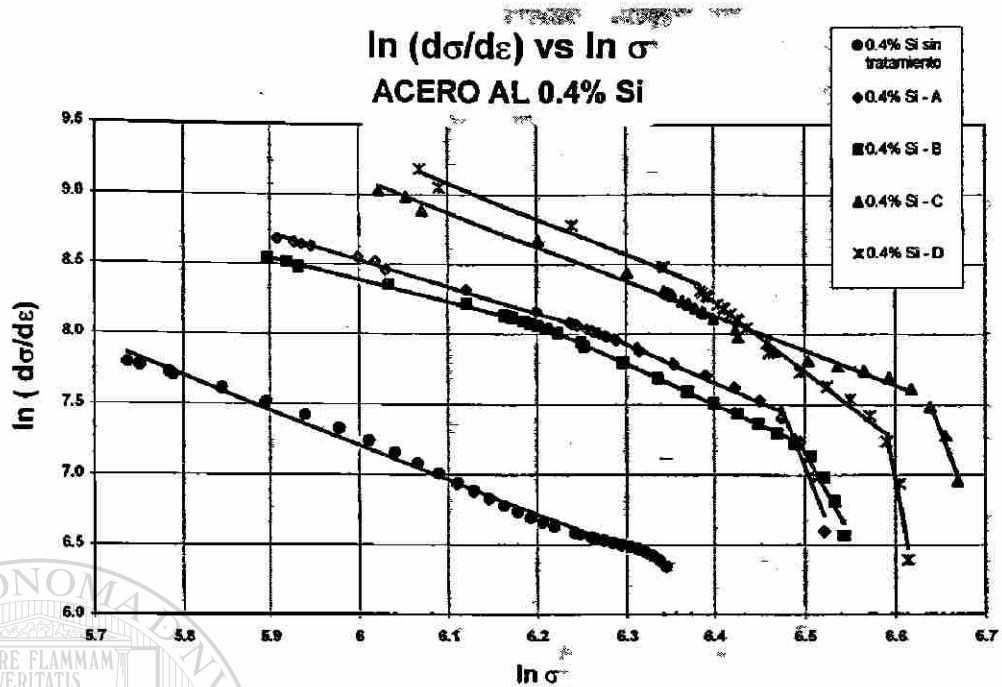


Figura 5.2b: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 0.4% silicio.

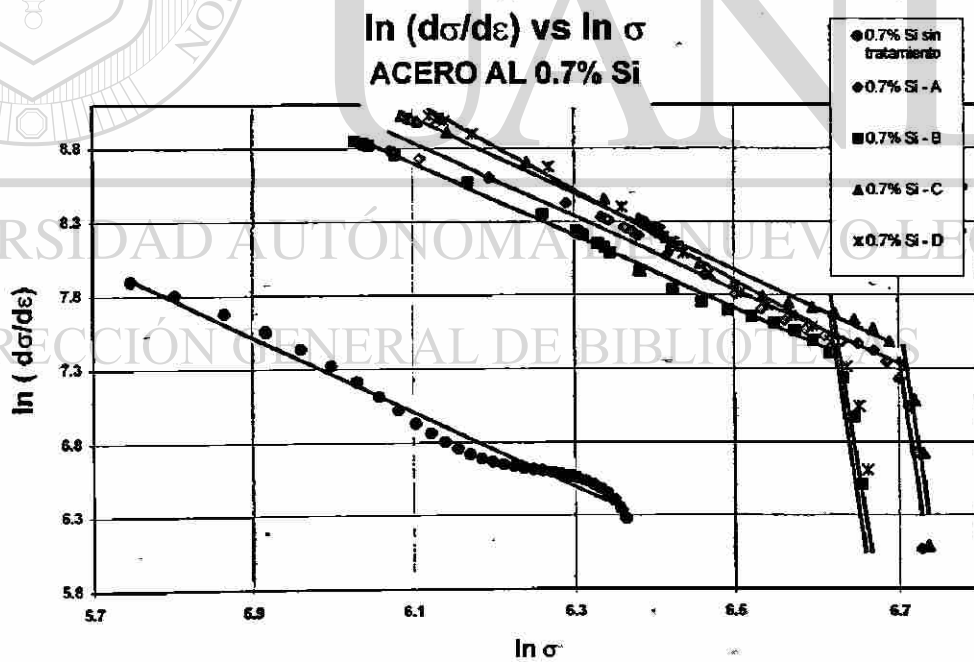


Figura 5.2c: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 0.7% silicio.

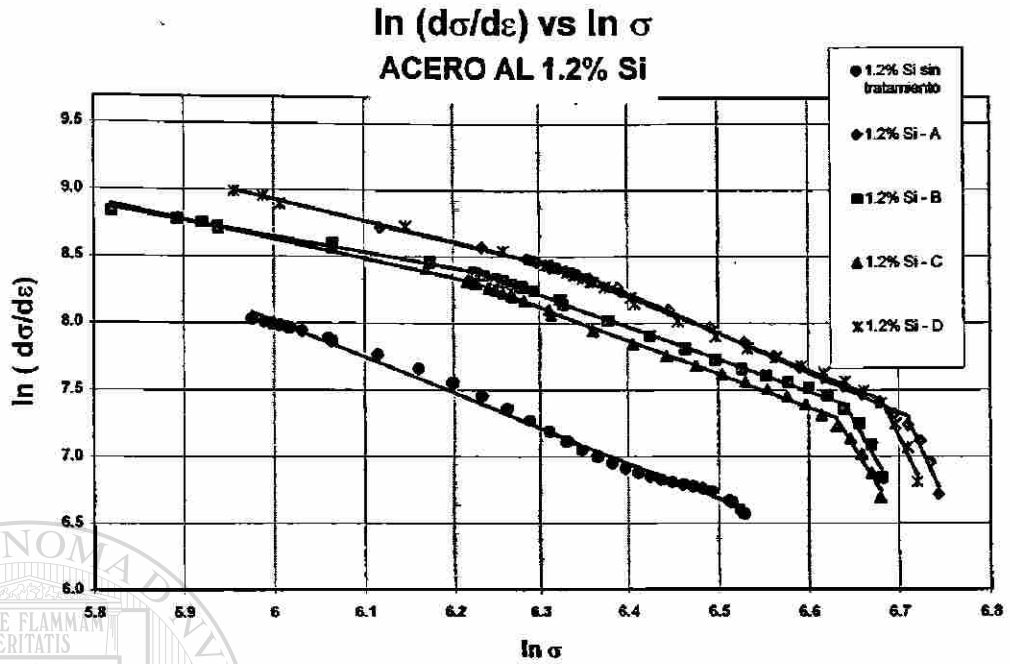


Figura 5.2d: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 1.2% silicio.

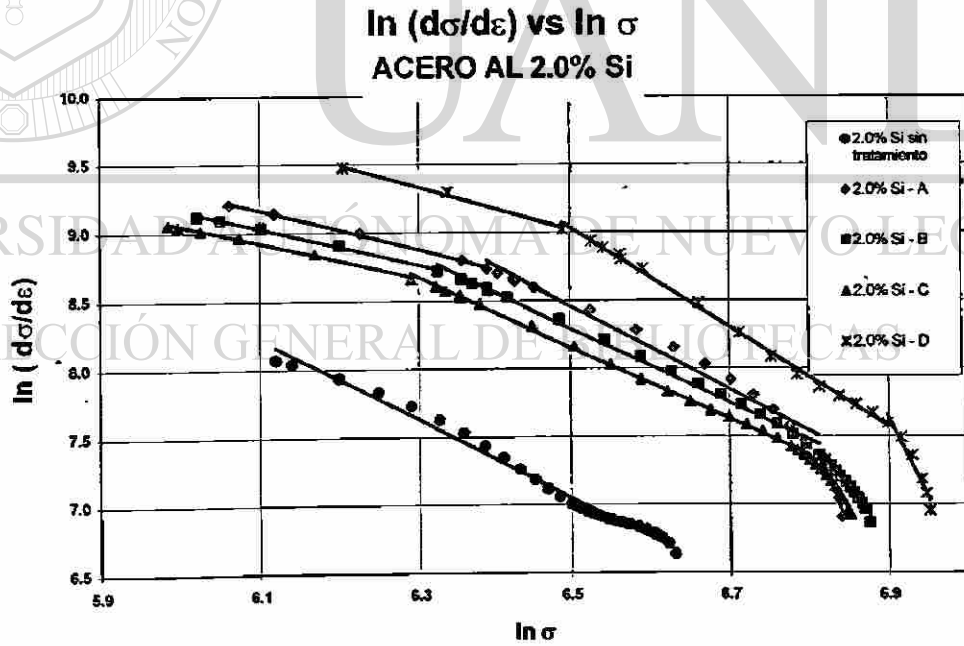


Figura 5.2e: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 2% silicio.

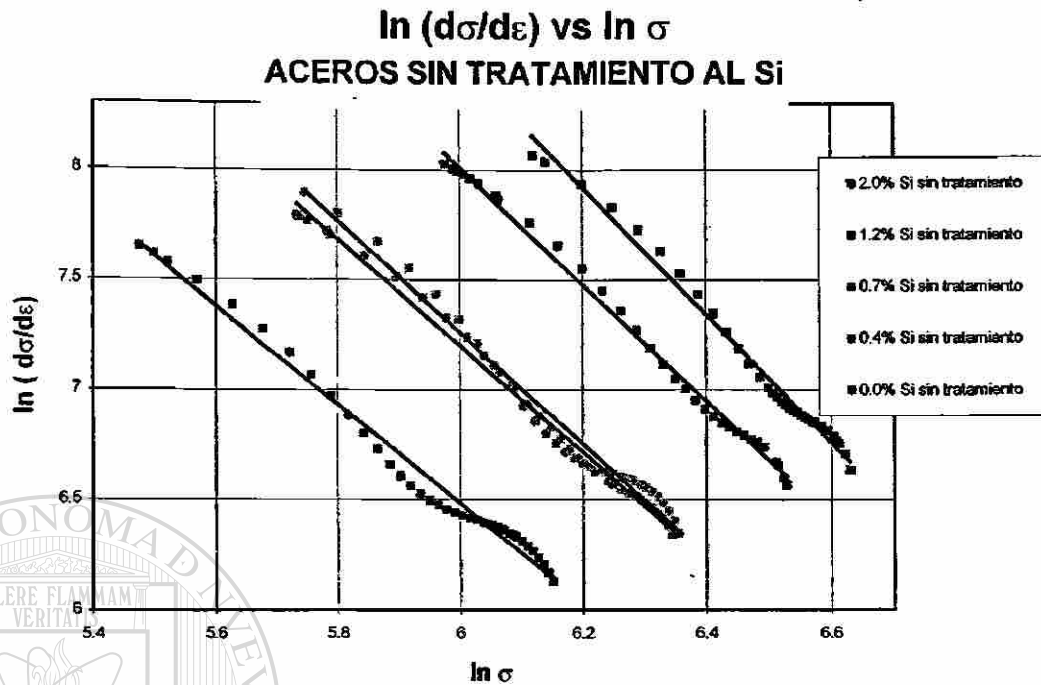


Figura 5.2f: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al silicio sin tratamiento térmico.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 $\sigma_{tu} \times \varepsilon_t$ (equivalente a la tenacidad), y el porcentaje de reducción de área se encuentran mostradas en la Tabla 5.2.

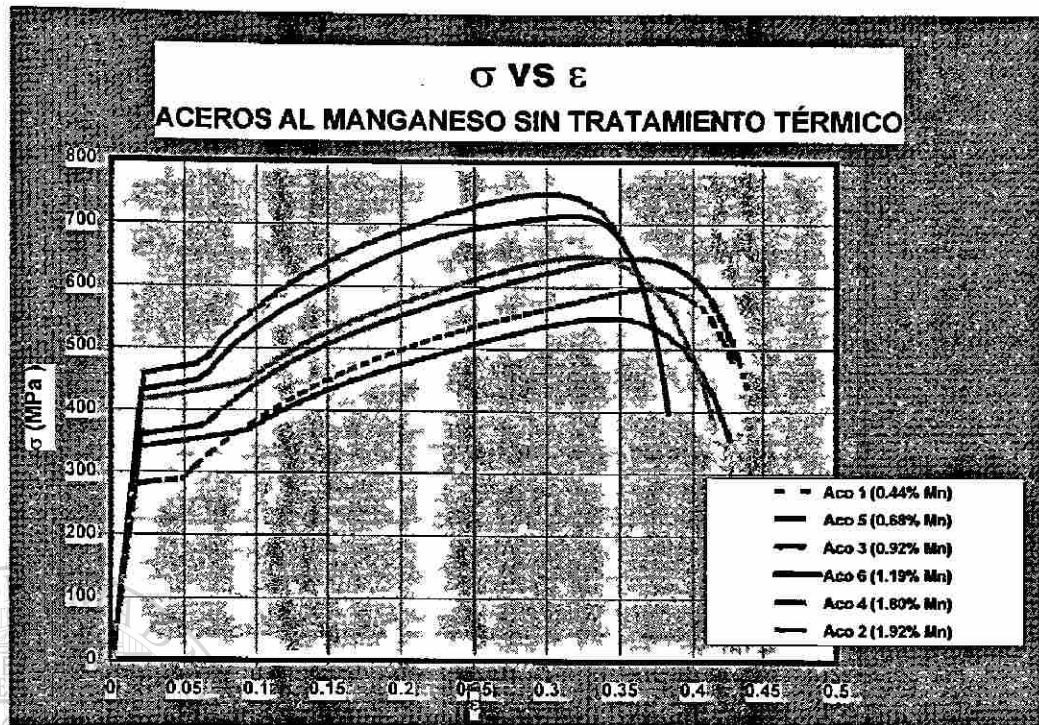


Figura 5.3a: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al Mn sin tratamiento térmico.

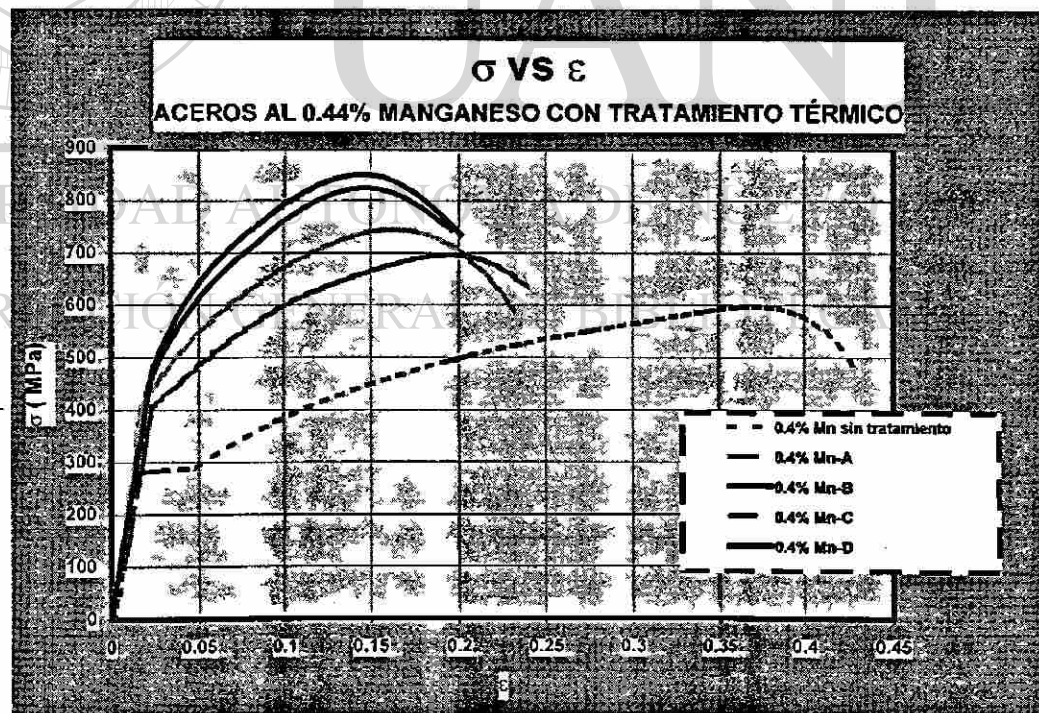


Figura 5.3b: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.44% Mn.

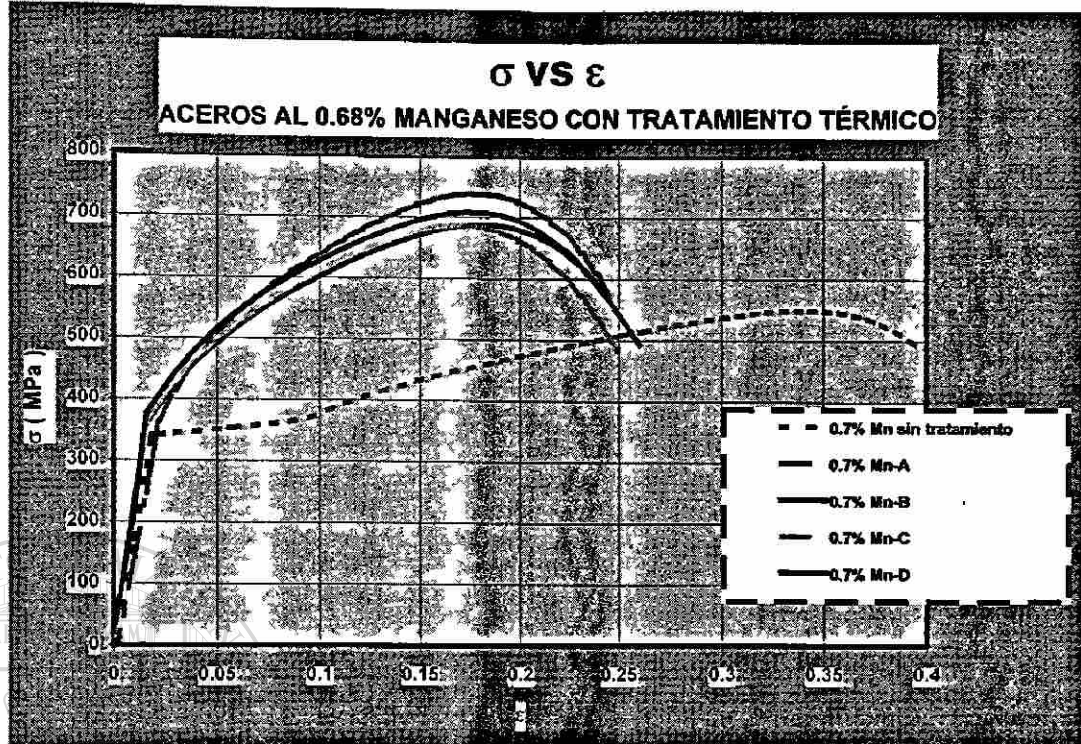


Figura 5.3c: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 0.68% Mn.

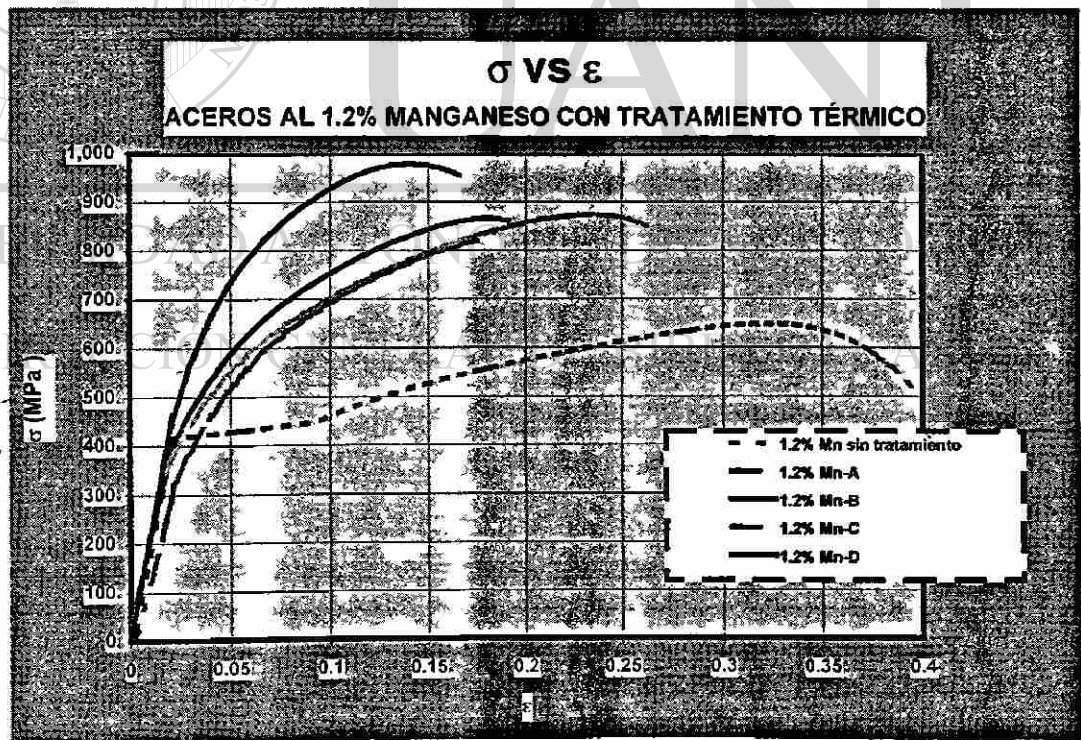
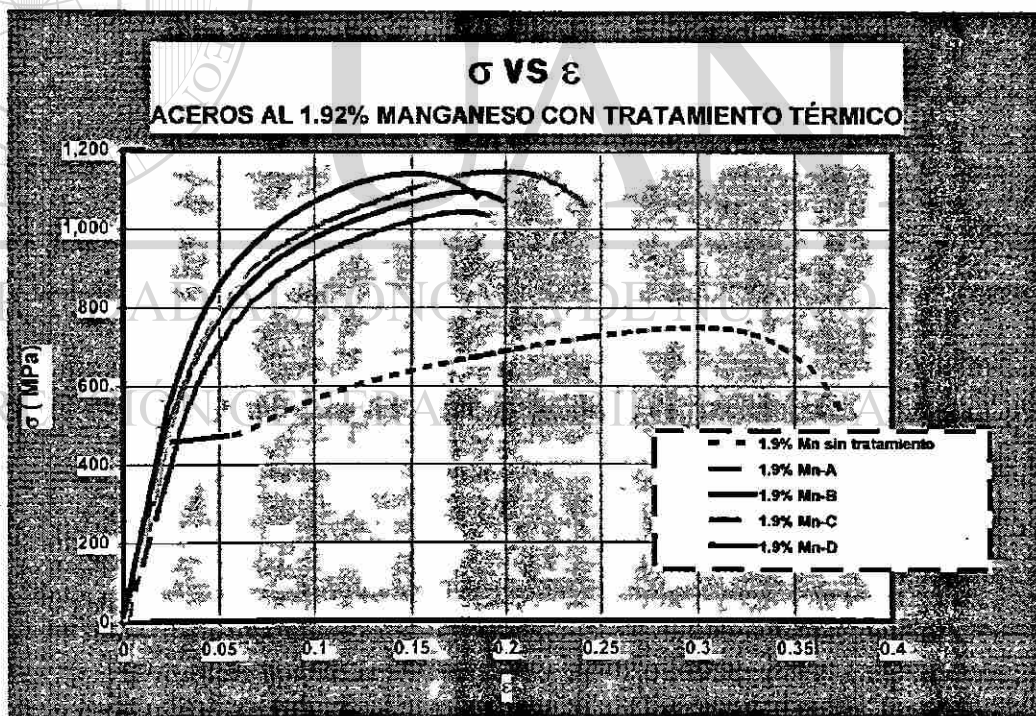
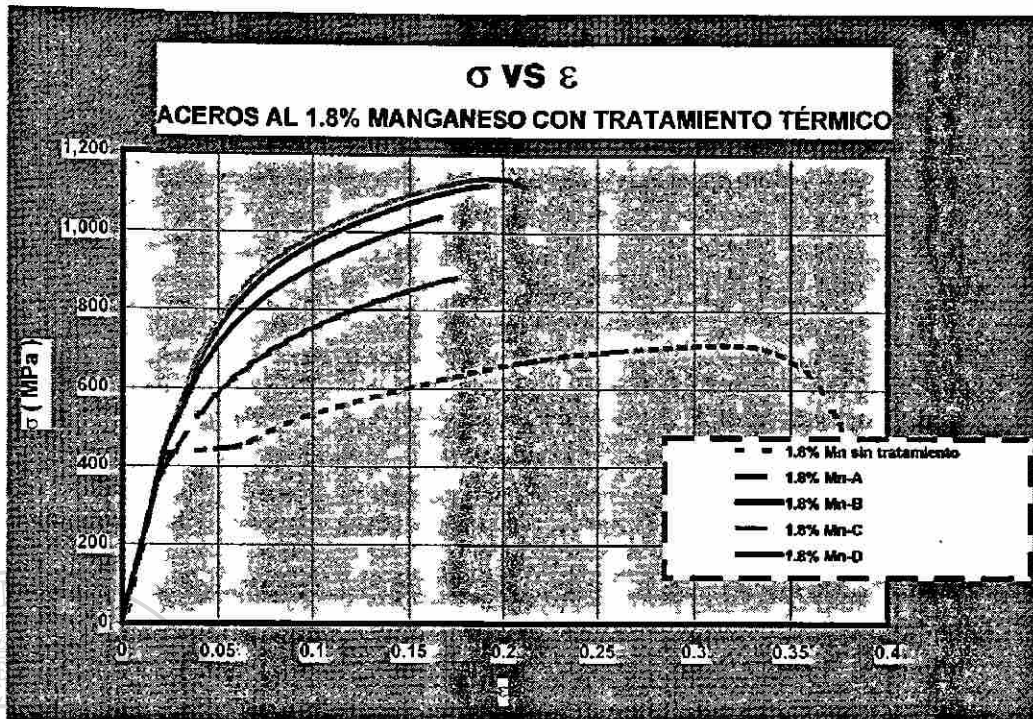


Figura 5.3d: Curva esfuerzo-deformación verdadera aceros al 1.2% Mn.



149862

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

| Tipo de acero | Nivel | $\sigma_{0.2}$ | σ_u | $\sigma_{0.2}/\sigma_u$ | ϵ_u | ϵ_t | $\sigma_u \times \epsilon_t$ | Reducción de área |
|---------------|-------|----------------|------------|-------------------------|--------------|--------------|------------------------------|-------------------|
| | | MPa | MPa | | % | % | MPa x % | % |
| 1 | 25°C | 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 | 25°C | 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 | 25°C | 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 | 25°C | 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 | 25°C | 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 $\ln(d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$, distribuidas en tipos de acero al manganeso.

$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Acero 0.4% Mn

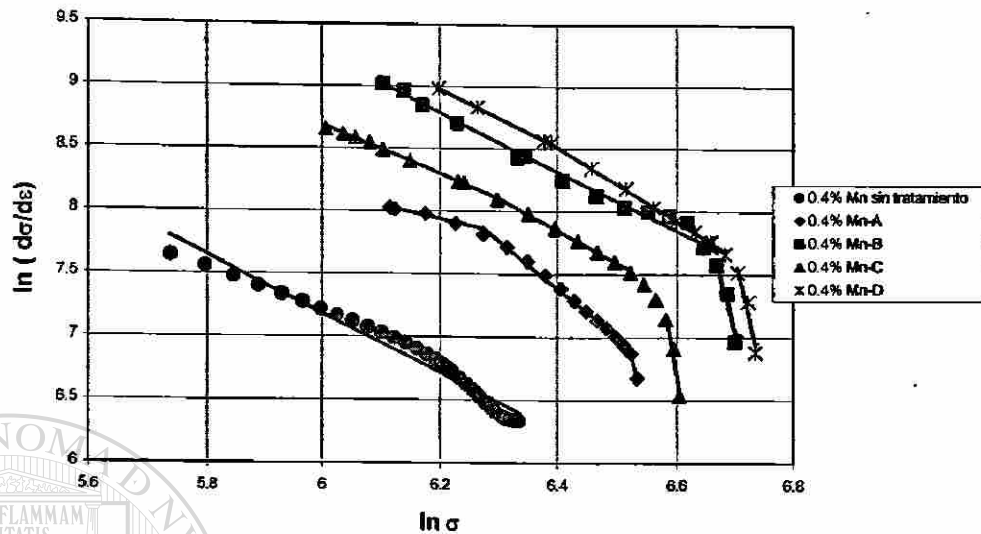


Figura 5.4a: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 0.4% manganeso.

$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Acero al 0.7% Mn

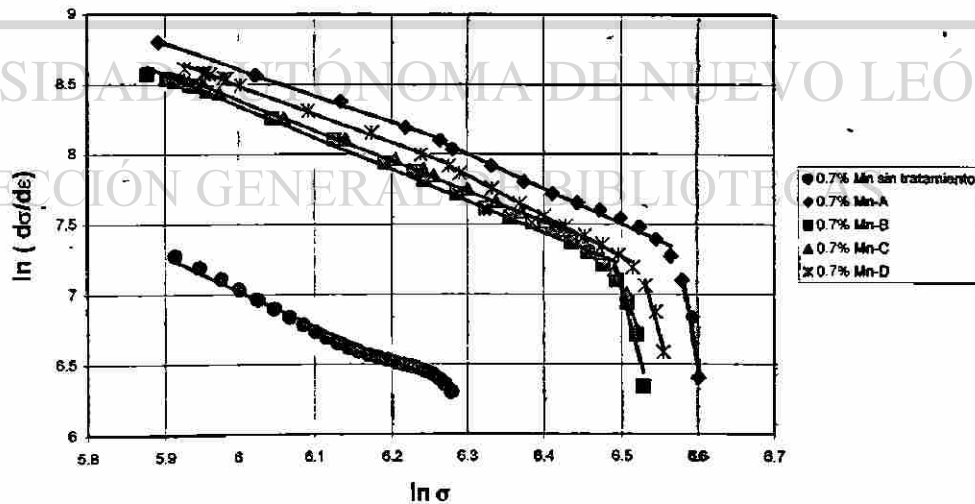


Figura 5.4b: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 0.7% manganeso.

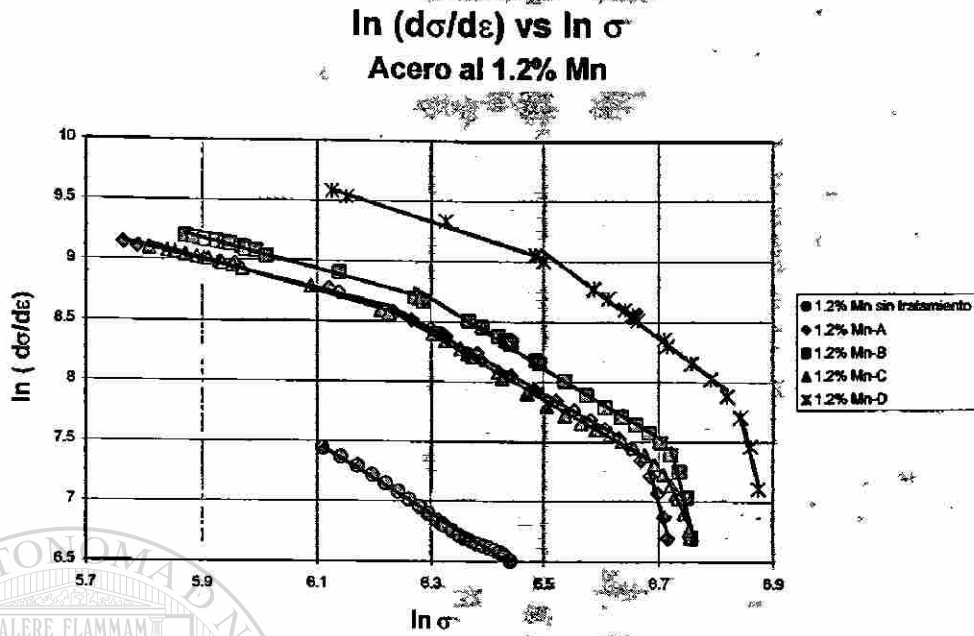


Figura 5.4c: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 1.2% manganeso.

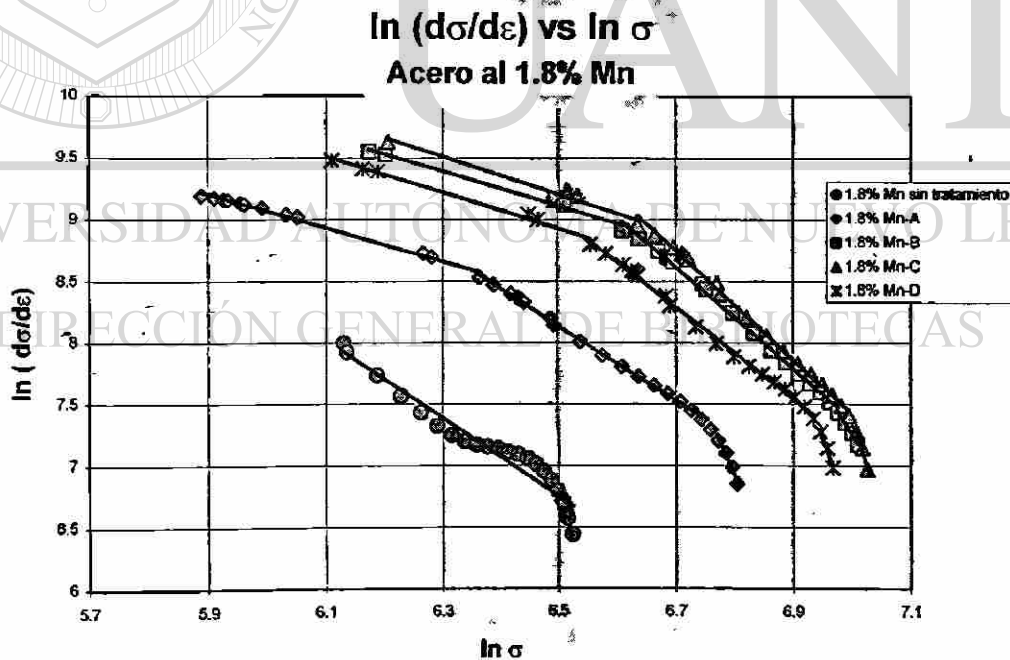


Figura 5.4d: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 1.8% manganeso.

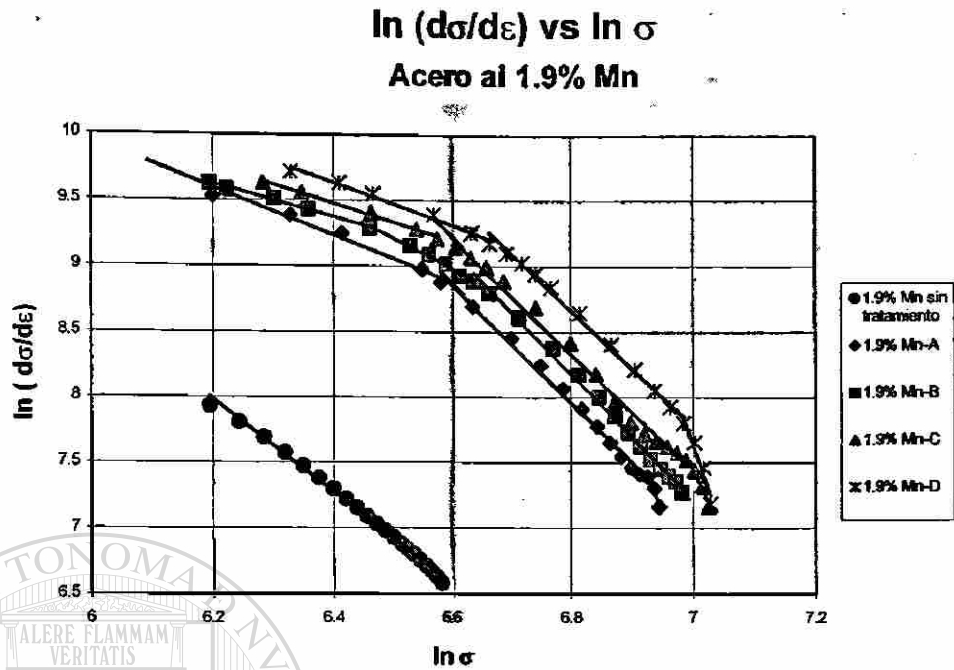


Figura 5.4e: Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 1.9% manganeso.

$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
ACEROS SIN TRATAMIENTO AL Mn

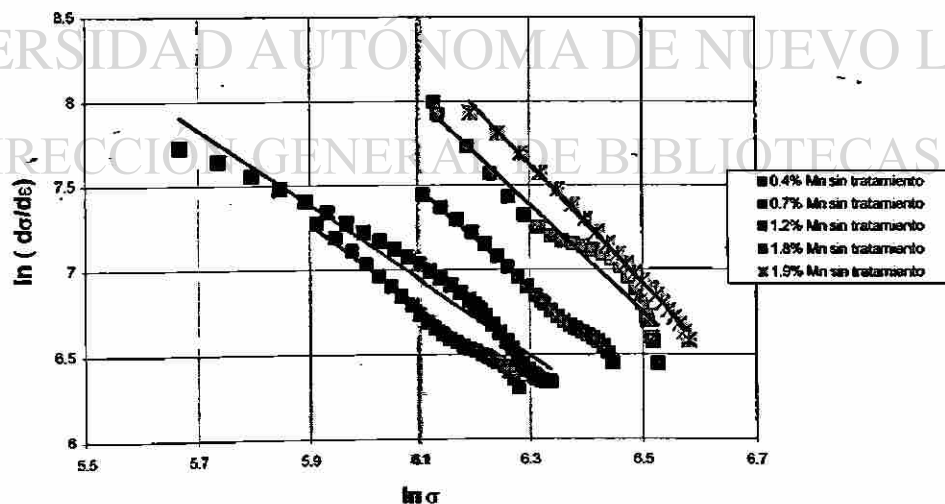


Figura 5.4e Representación de curvas $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al manganeso sin tratamiento térmico.

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 $\ln(d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 0% silicio.

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

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

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

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

Figura 5.2f: Representación de curvas $\ln(d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$ 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 $\ln(d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$ verdaderas para los aceros al 0.4% manganeso.

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

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

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

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

Figura 5.4e: Representación de curvas $\ln(d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ 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 A_{c3} .

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.

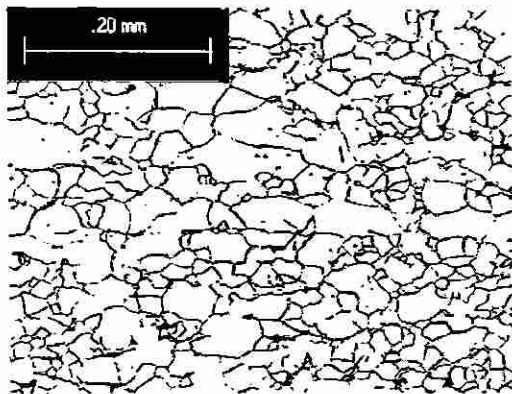
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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%.

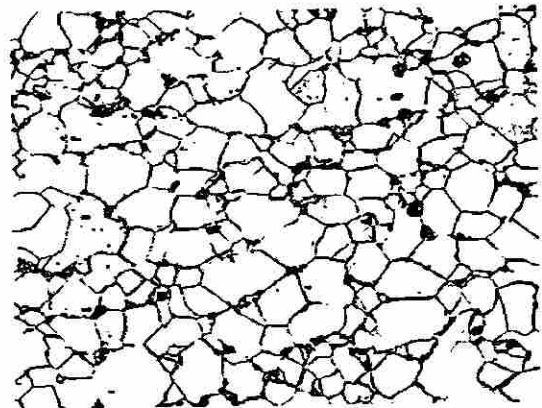
El tamaño de partícula ferrítica $d_{ferrita}$ es de aproximadamente $30\mu\text{m}$ en promedio para la familia de acero 1 y de $20\mu\text{m}$ en promedio para las otras familias. Para la fase blanca oscila entre 0.3 a $4\mu\text{m}$ y para la oscura entre 0.2 a $33\mu\text{m}$.

Tabla 6.1. Análisis cuantitativo de fases aceros al silicio.

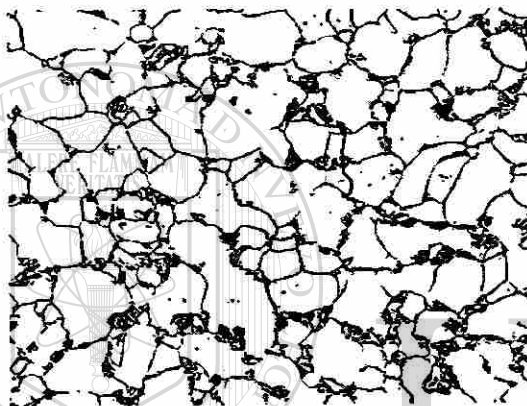
| Tipo de acero | Nivel | Fracción volumétrica | | | Tamaño de partícula (μm) | | | Composición Química (%) | | |
|---------------|-------|----------------------|--------------|--------------|---------------------------------------|--------------|--------------|-------------------------|------|------|
| | | $f_{ferrita}$ | f_{blanca} | f_{oscura} | $d_{ferrita}$ | d_{blanca} | d_{oscura} | C | Mn | Si |
| 1 | 25°C | 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 | 25°C | 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 | 25°C | 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 | 25°C | 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 | 25°C | 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% | 18.41 | 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 |



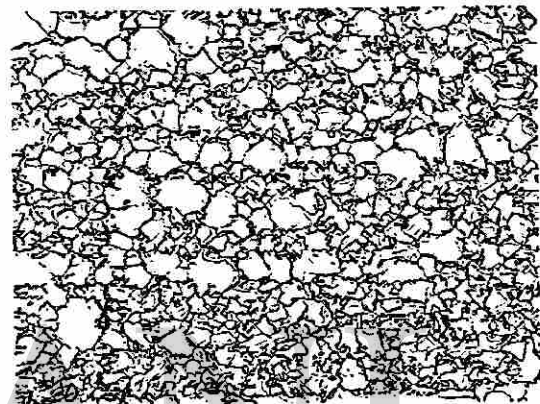
Nivel 25°C



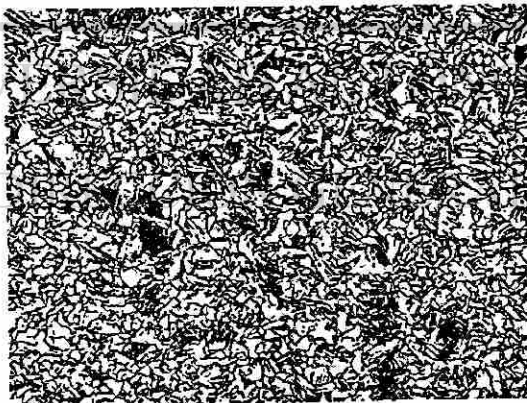
Nivel A



Nivel B



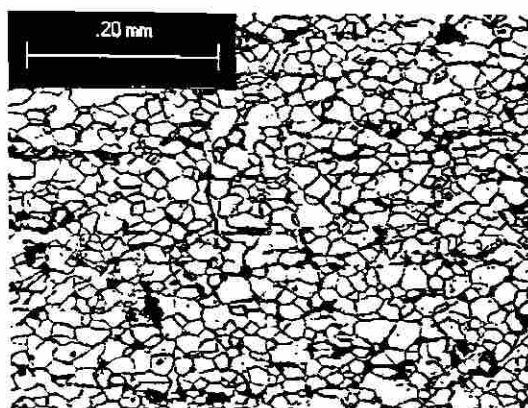
Nivel C



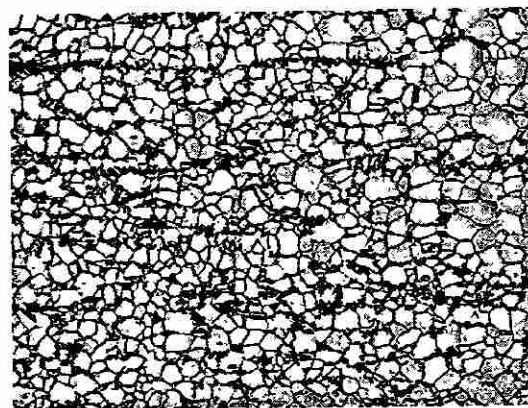
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 1 al silicio.

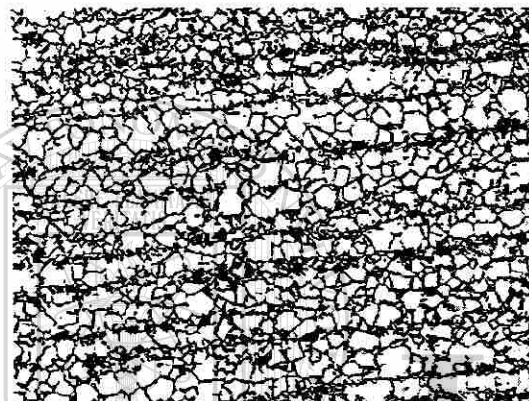
Figura 6.1. Ataque con Nital de la familia 1 al silicio.



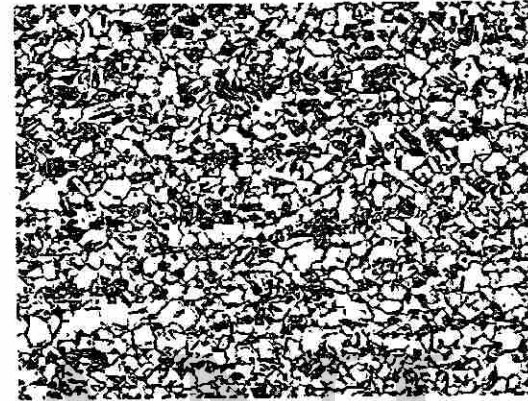
Nivel 25°C



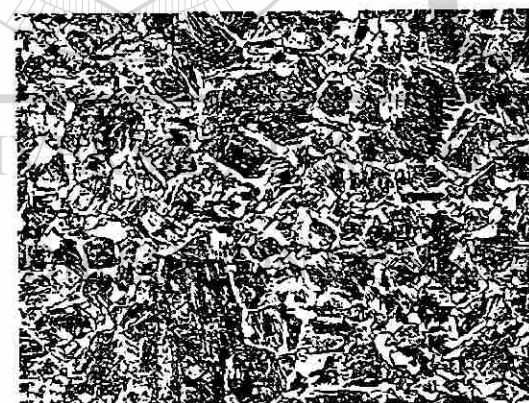
Nivel A



Nivel B



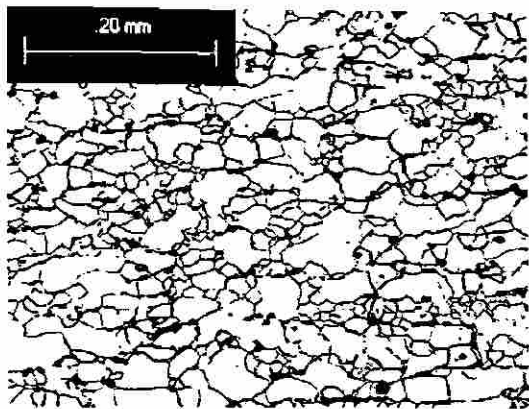
Nivel C



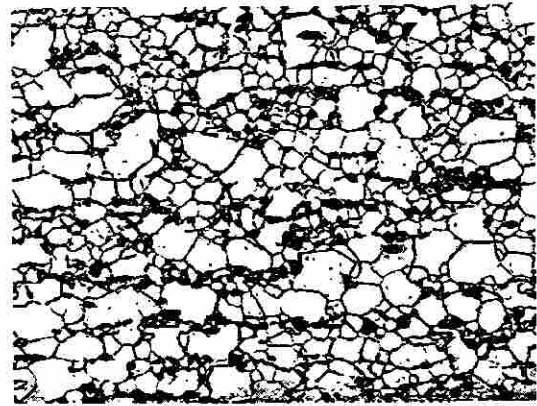
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 2 al silicio.

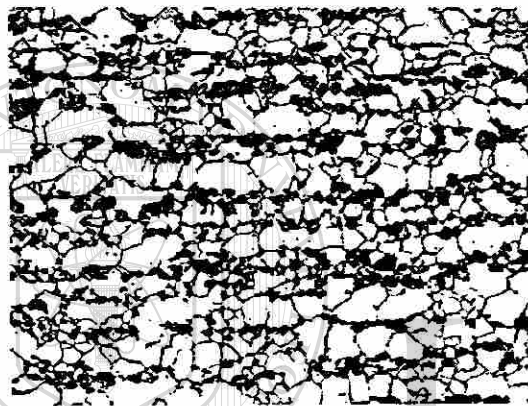
Figura 6.2. Ataque con Nital de la familia 2 al Silicio.



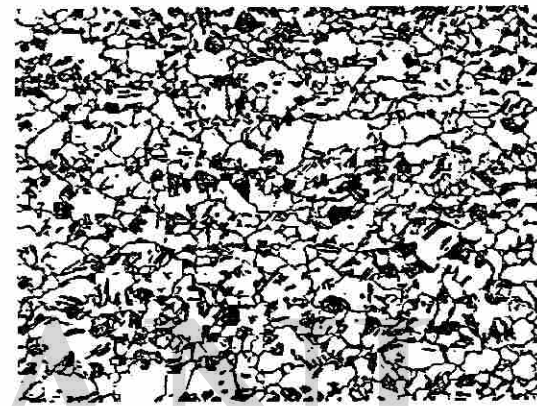
Nivel 25°C



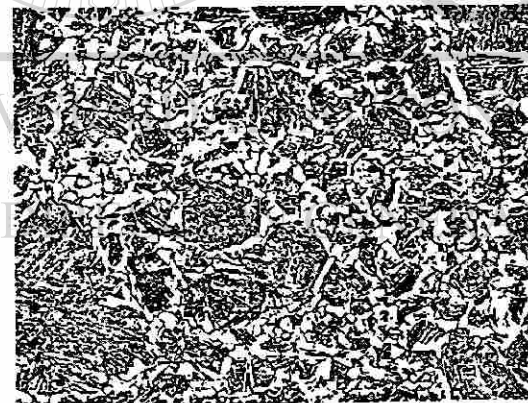
Nivel A



Nivel B



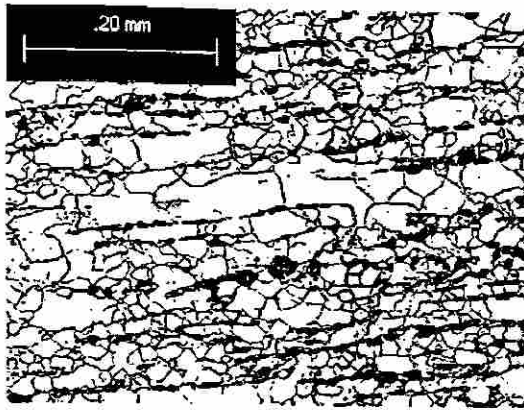
Nivel C



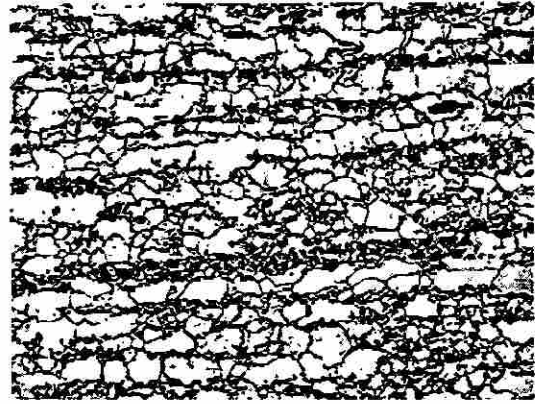
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 5 al silicio.

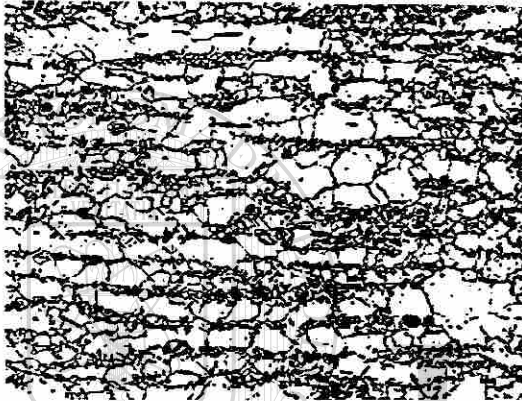
Figura 6.3. Ataque con Nital de la familia 5 al silicio.



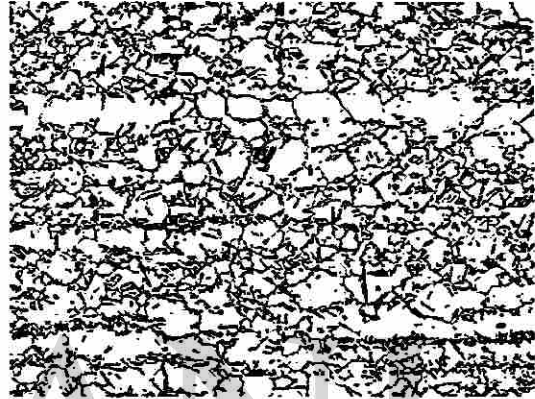
Nivel 25°C



Nivel A



Nivel B



Nivel C



Nivel D

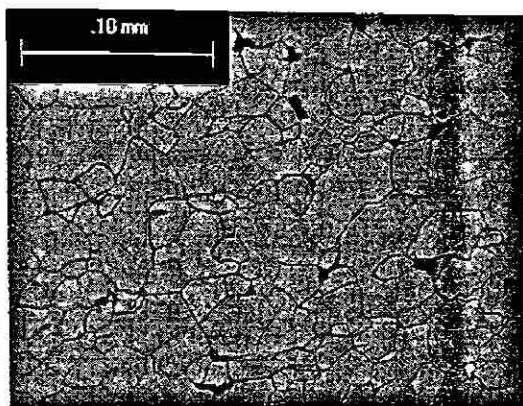
Ataque con Nital de la familia 3 al silicio.

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

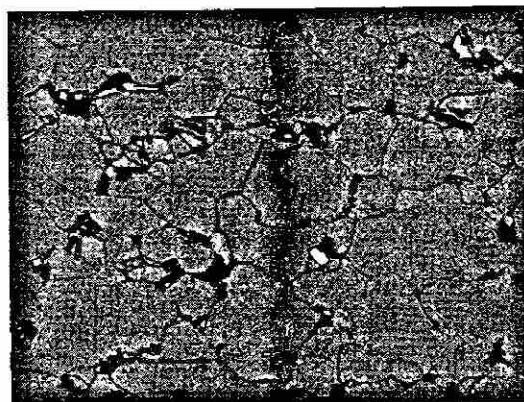


Ataque con Nital de la familia 4 al silicio.

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



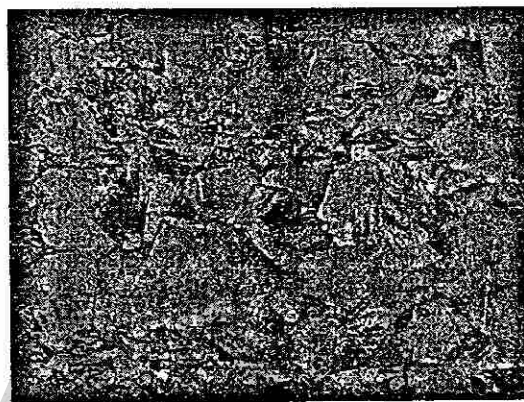
Nivel 25°C



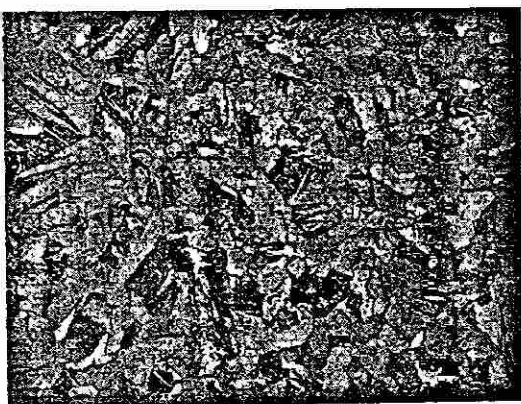
Nivel A



Nivel B



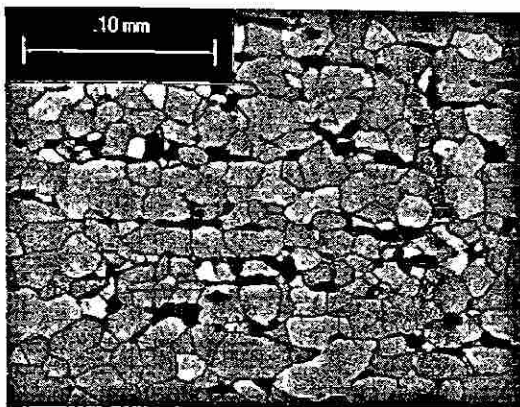
Nivel C



Nivel D

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

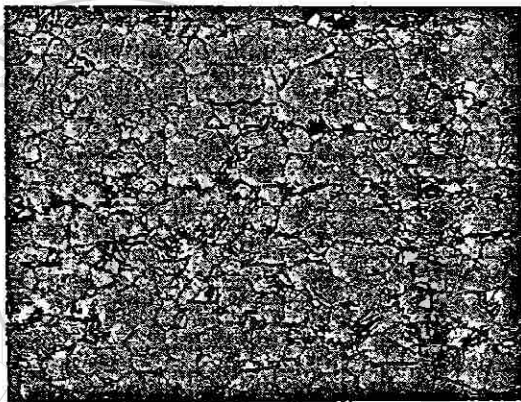
Figura 6.6. Ataque con LePera de la familia 1 al silicio.



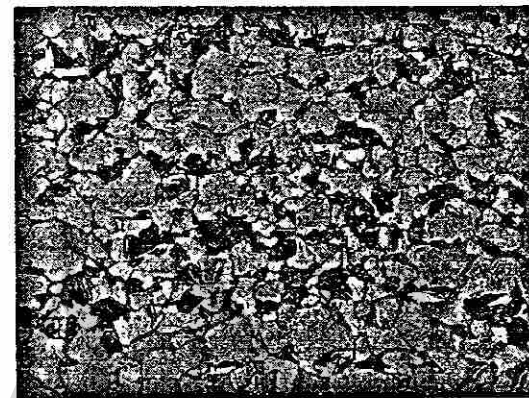
Nivel 25°C



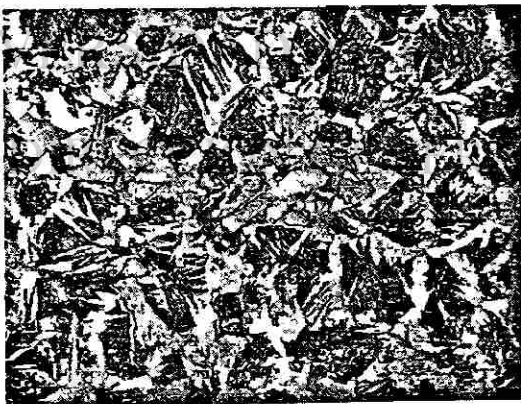
Nivel A



Nivel B



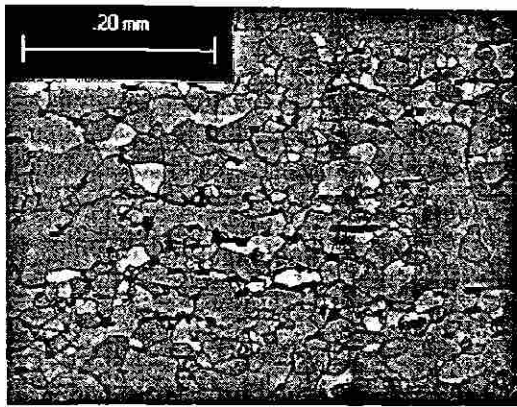
Nivel C



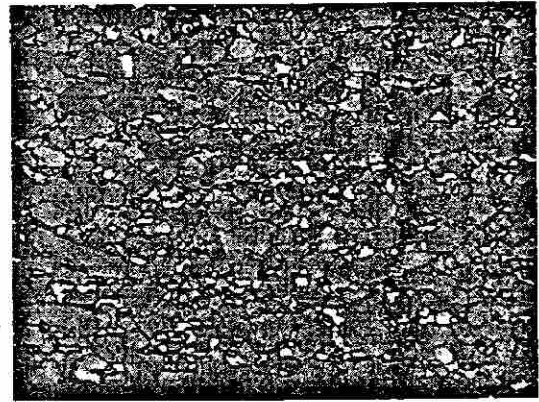
Nivel D

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

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



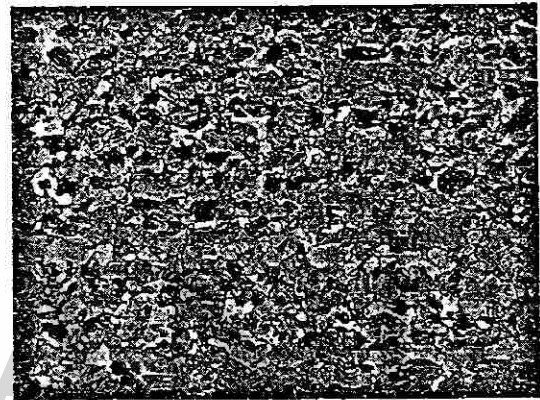
Nivel 25°C



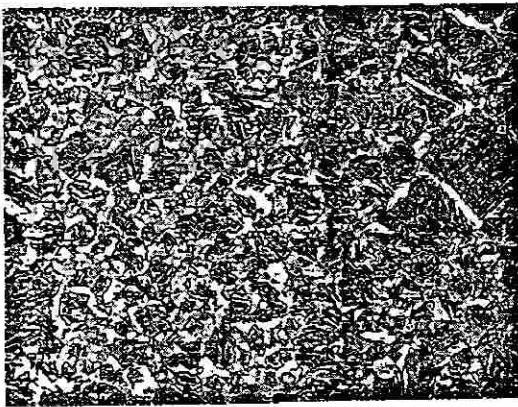
Nivel A



Nivel B



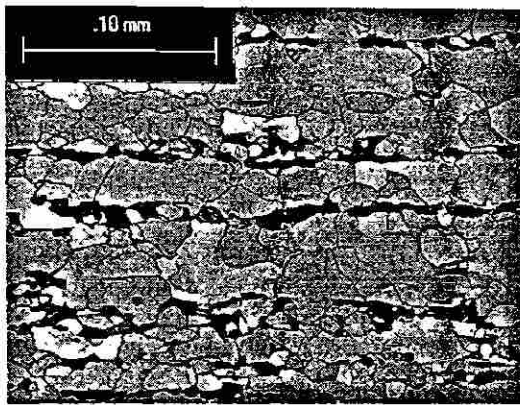
Nivel C



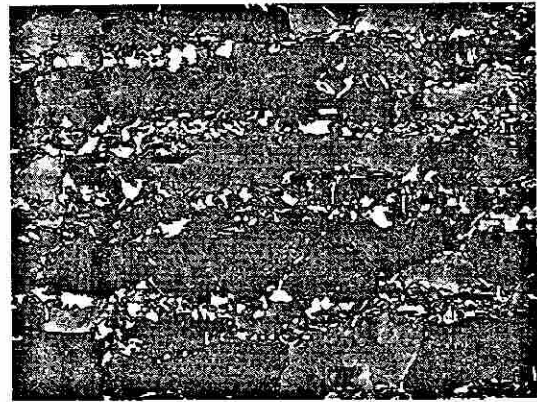
Nivel D

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

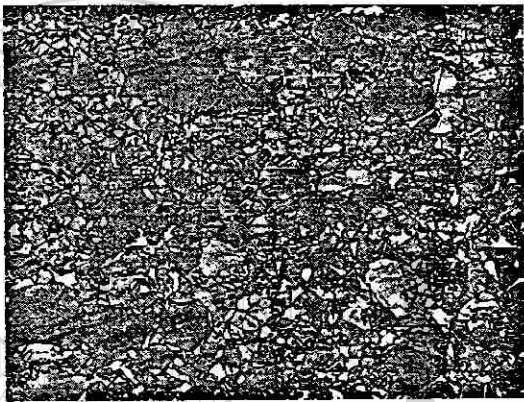
Figura 6.8. Ataque con LePera de la familia 5 al silicio.



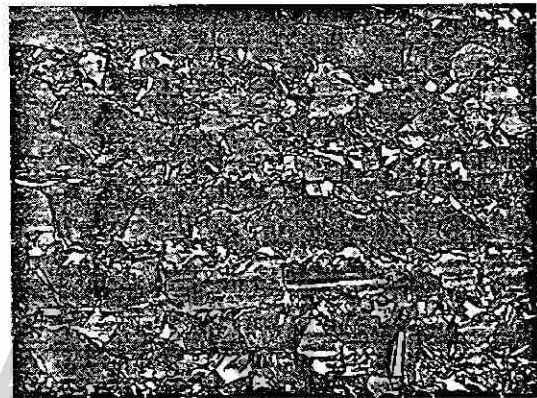
Nivel 25°C



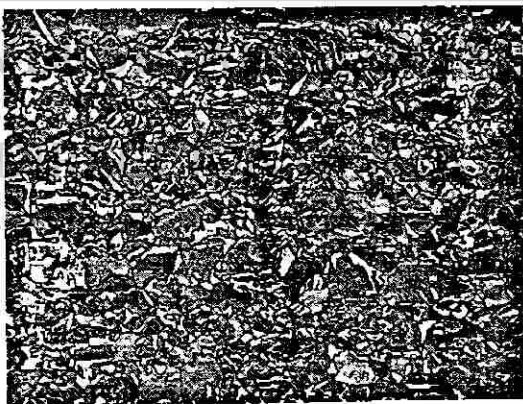
Nivel A



Nivel B



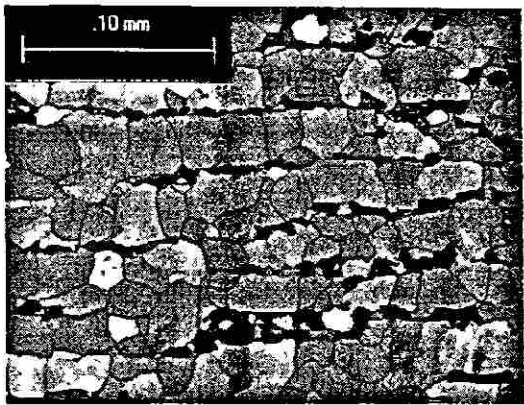
Nivel C



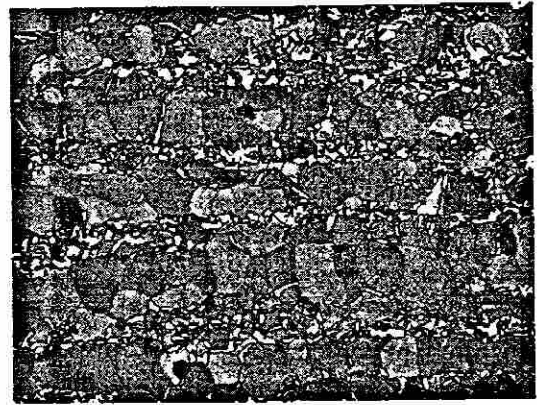
Nivel D

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

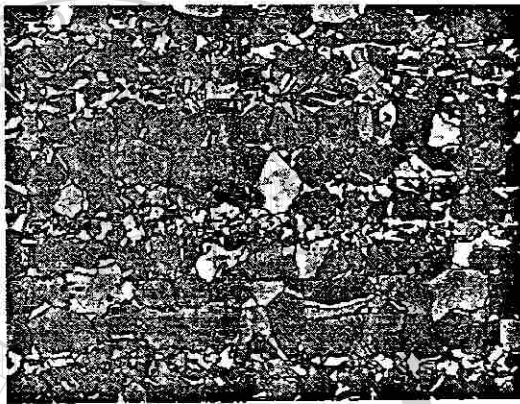
Figura 6.9. Ataque con LePera de la familia 3 al silicio.



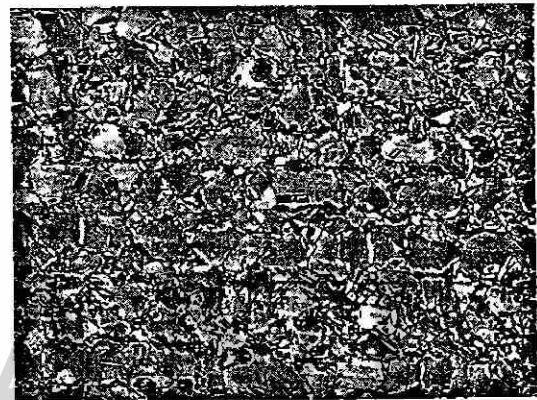
Nivel 25°C



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%.

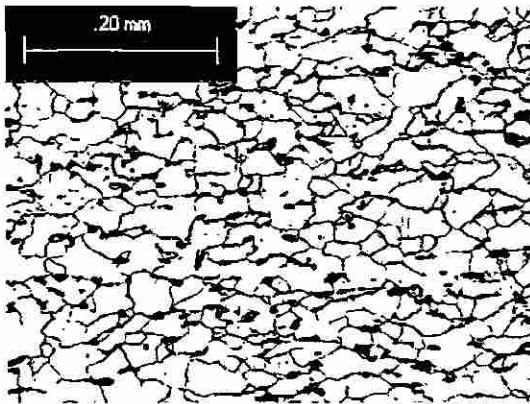
El tamaño de partícula ferrítica $d_{ferrita}$ es de aproximadamente $30\mu\text{m}$ en promedio para la familia de acero 1 y de $20\mu\text{m}$ en promedio para las otras familias. Para la fase blanca oscila entre 0.3 a $4\mu\text{m}$ y para la oscura entre 0.2 a $33\mu\text{m}$.

Tabla 6.2. Análisis cuantitativo de fases aceros al manganeso.

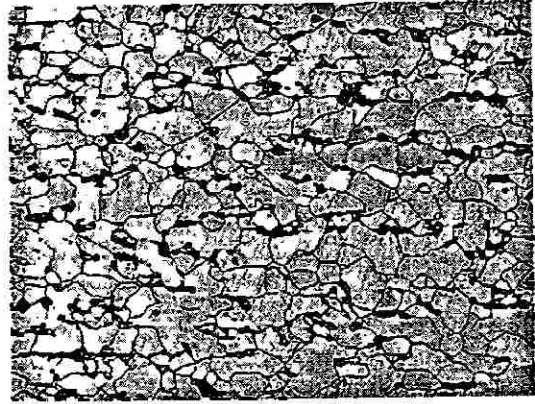
| Tipo de acero | Nivel | Metalografía | | | Tamaño de partícula (μm) | | | Composición Química (%) | | |
|---------------|-------|----------------------|---------------------|---------------------|---------------------------------------|---------------------|---------------------|-------------------------|------|------|
| | | 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 | 7.36 | 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 |
| 5 | D | 86% | 1% | 12% | 23.24 | 0.10 | 3.96 | 0.12 | 0.44 | 0.46 |
| | 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 |
| 4 | 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 |
| | 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 |
| 6 | 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 |
| | 25°C | 75% | 0% | 25% | 9.35 | 0.00 | 9.46 | 0.09 | 1.80 | 0.83 |
| 2 | 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 | |

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

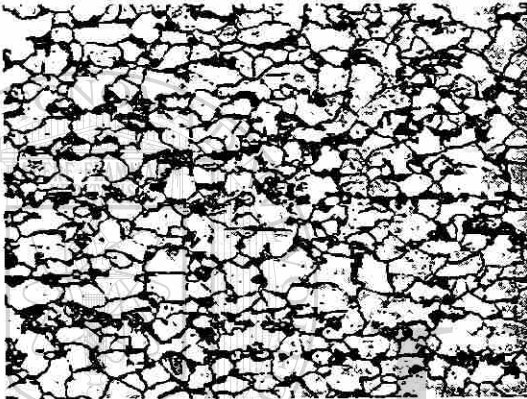
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



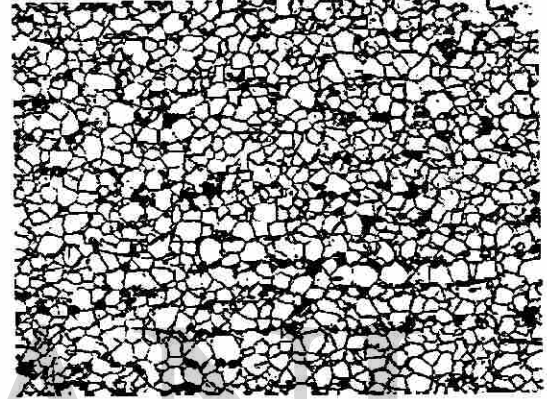
Nivel 25°C



Nivel A



Nivel B



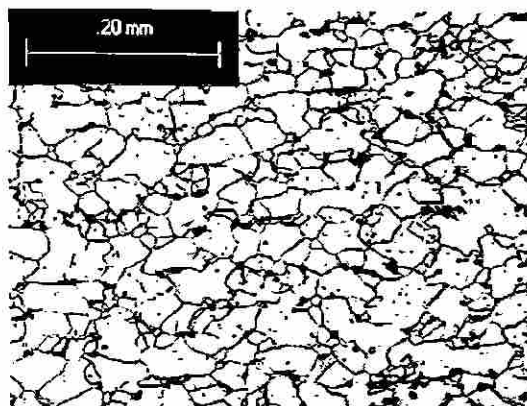
Nivel C



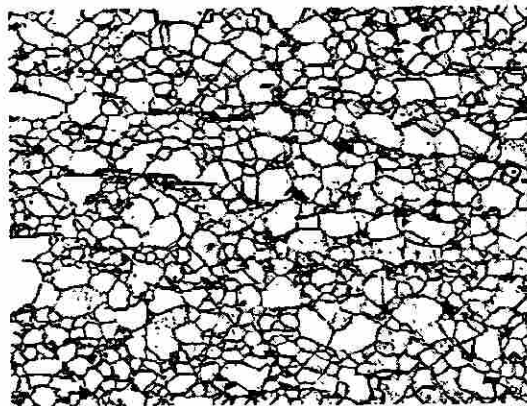
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 1 al manganeso.

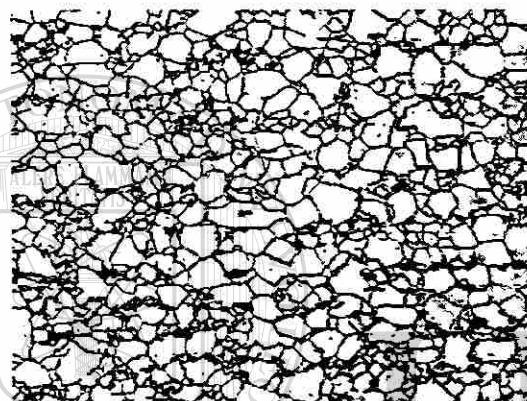
Figura 6.11. Ataque con Nital de la familia 1 al manganeso.



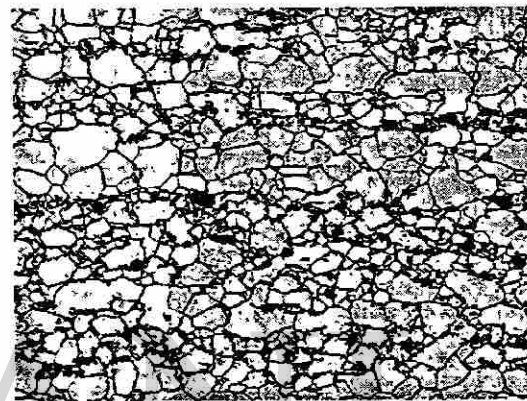
Nivel 25°C



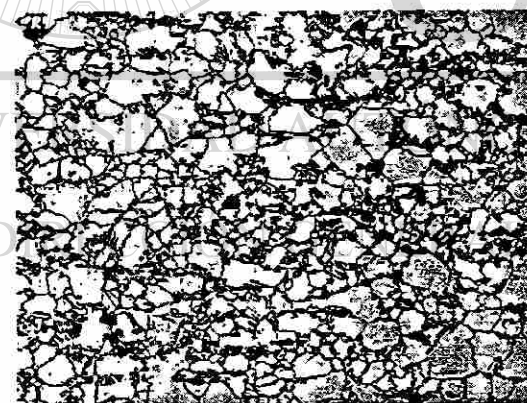
Nivel A



Nivel B



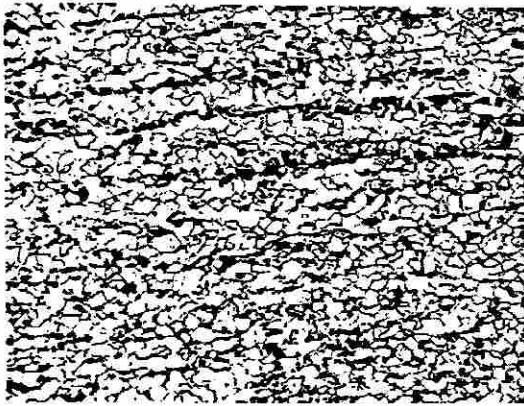
Nivel C



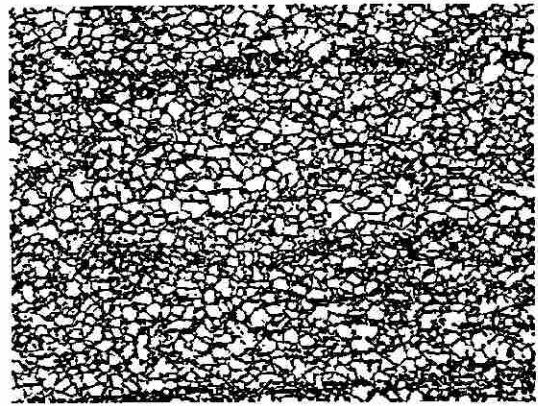
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 5 al manganeso.

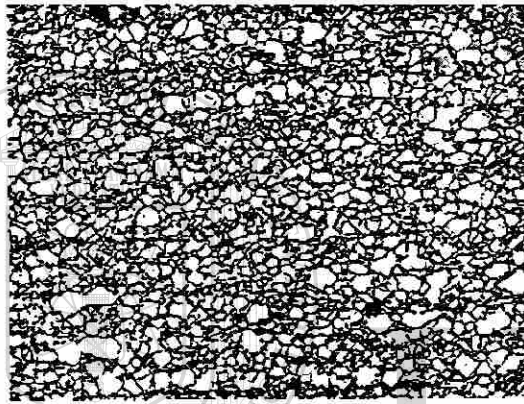
Figura 6.12. Ataque con Nital de la familia 5 al Manganeso.



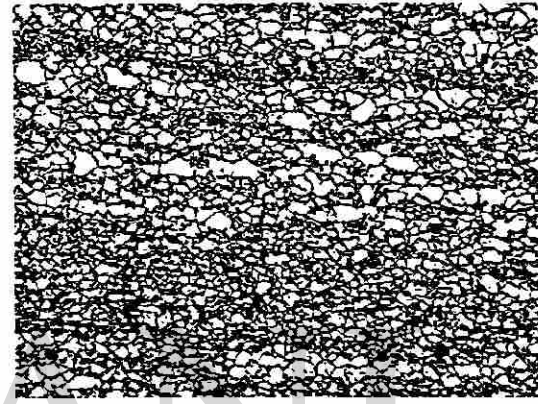
Nivel 25°C



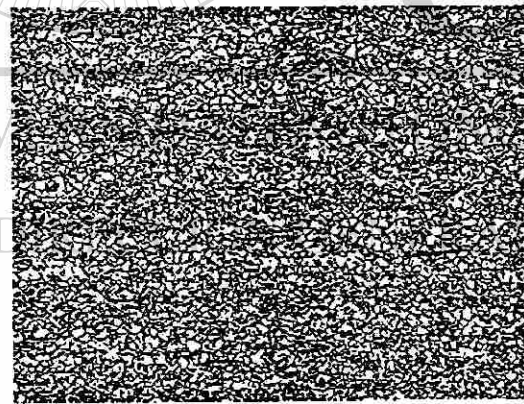
Nivel A



Nivel B



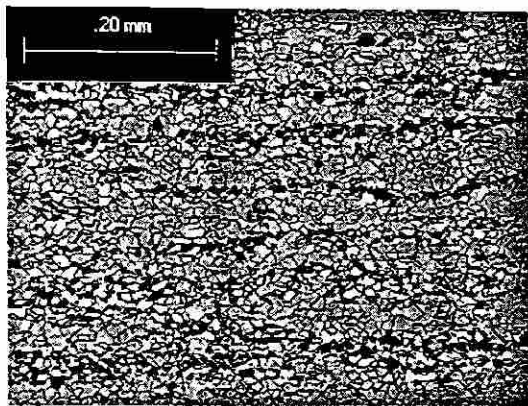
Nivel C



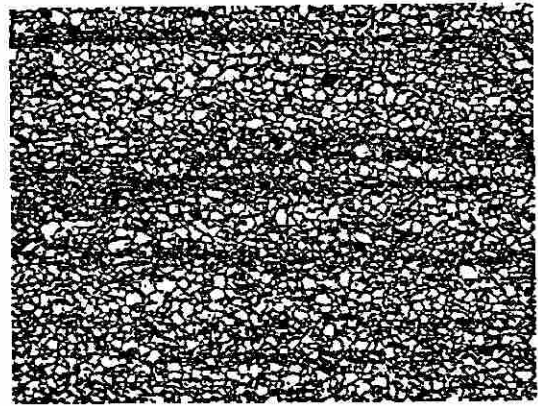
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 4 al manganeso.

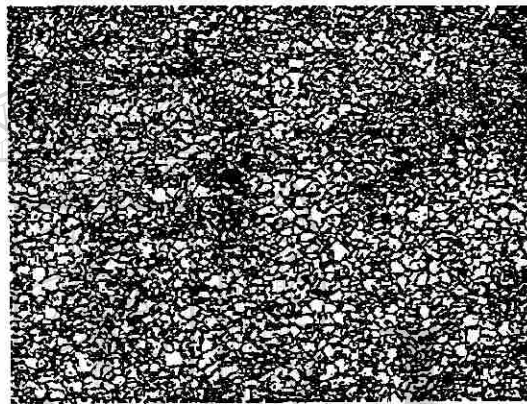
Figura 6.13. Ataque con Nital de la familia 4 al manganeso.



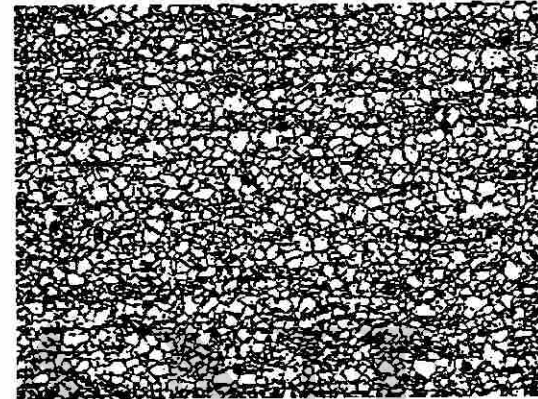
Nivel 25°C



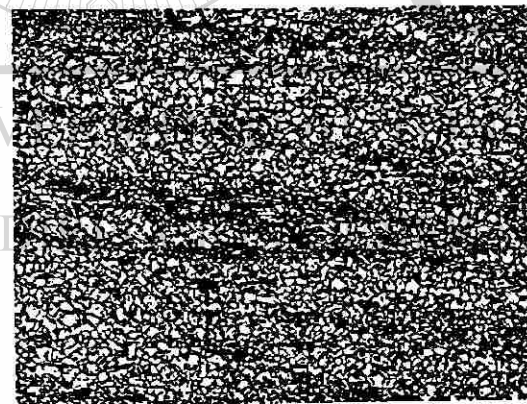
Nivel A



Nivel B



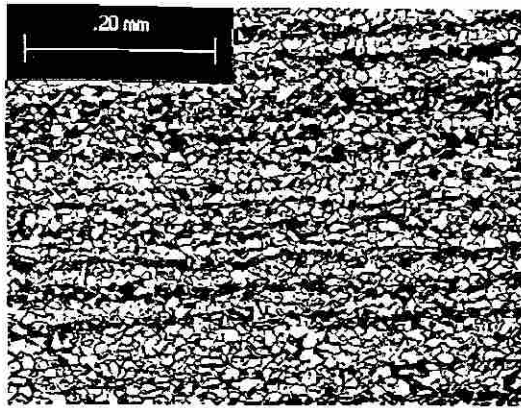
Nivel C



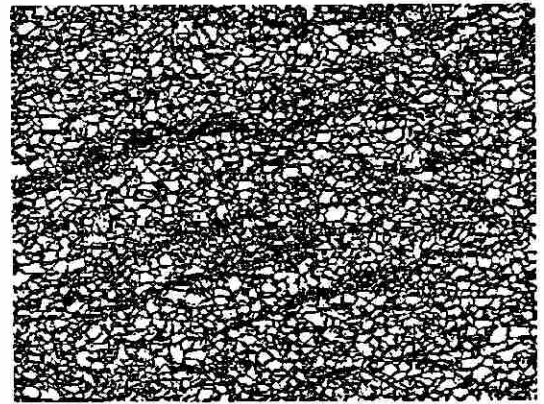
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 6 al manganeso.

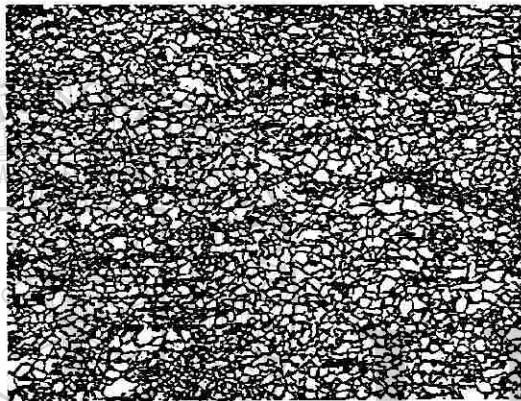
Figura 6.14. Ataque con Nital de la familia 6 al Manganeso.



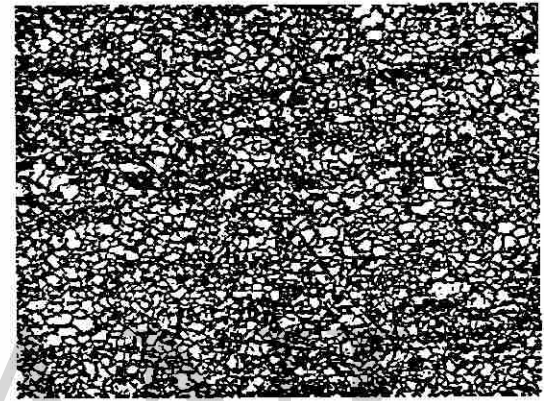
Nivel 25°C



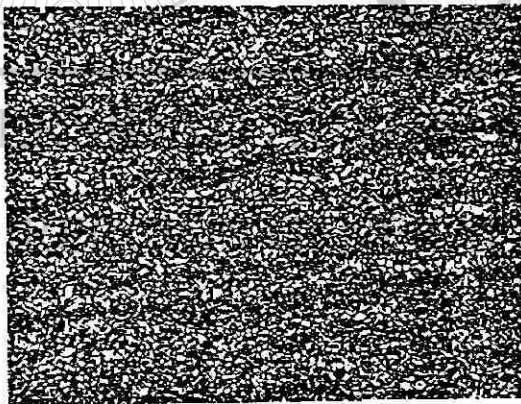
Nivel A



Nivel B



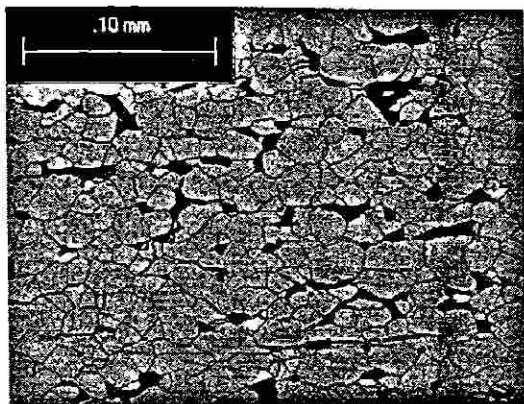
Nivel C



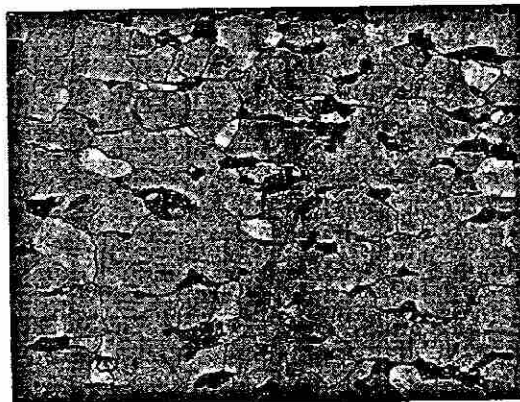
Nivel D

Ataque con Nital de la familia 2 al manganeso.

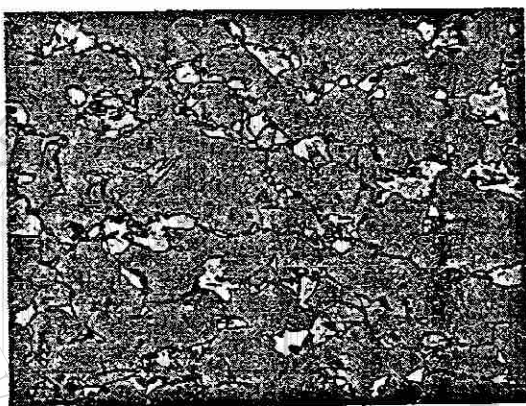
Figura 6.15. Ataque con Nital de la familia 2 al manganeso.



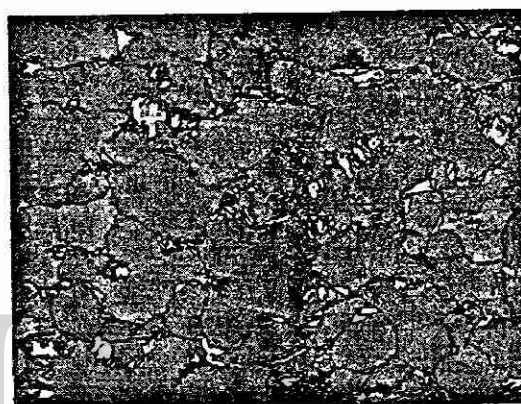
Nivel 25°C



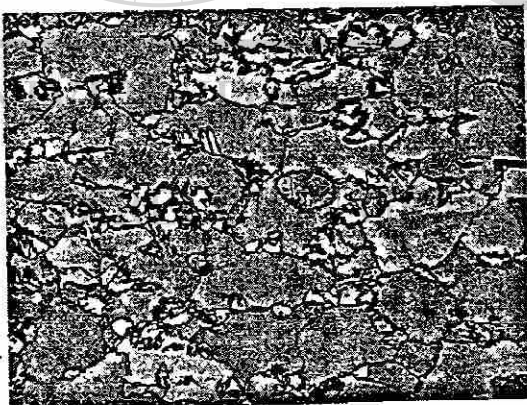
Nivel A



Nivel B



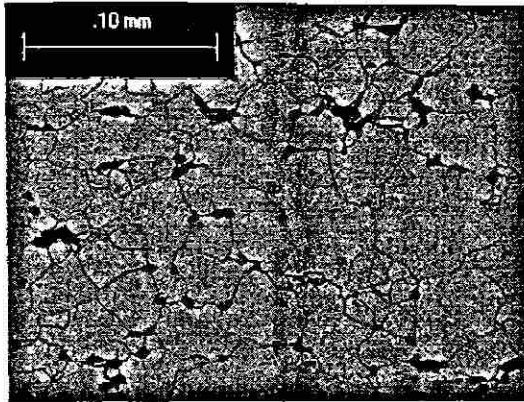
Nivel C



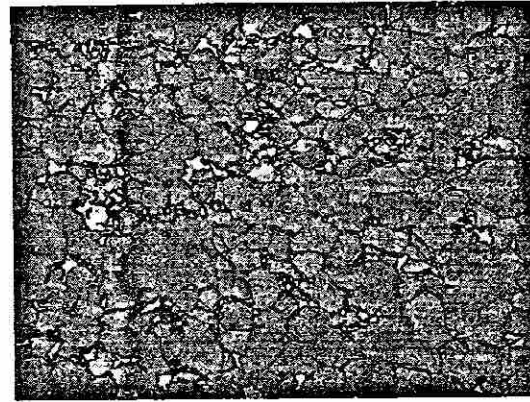
Nivel D

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

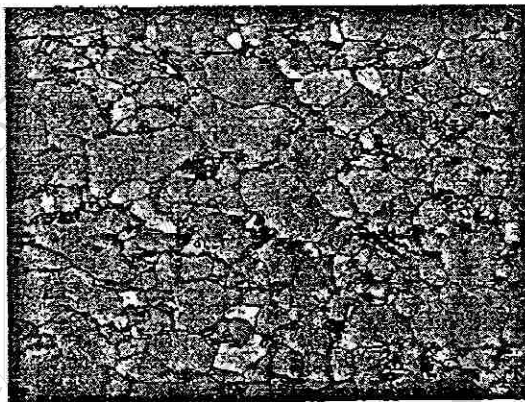
Figura 6.16. Ataque con LePera de la familia 1 al Manganeso.



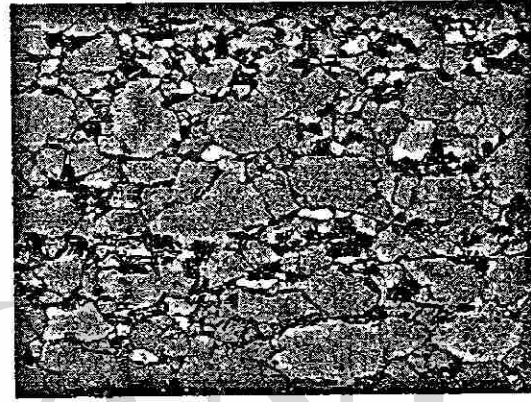
Nivel 25°C



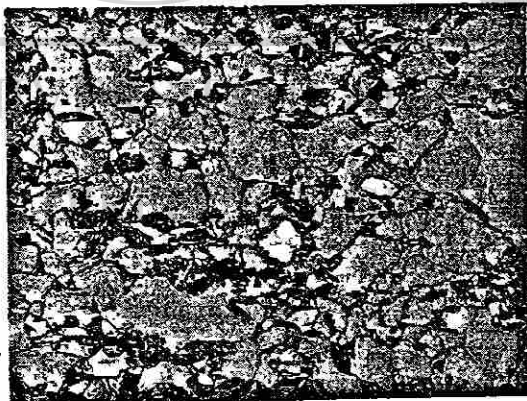
Nivel A



Nivel B



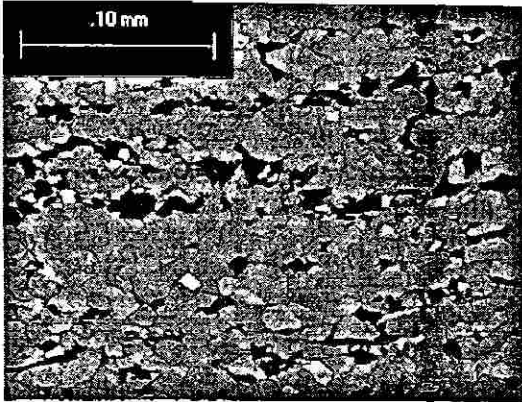
Nivel C



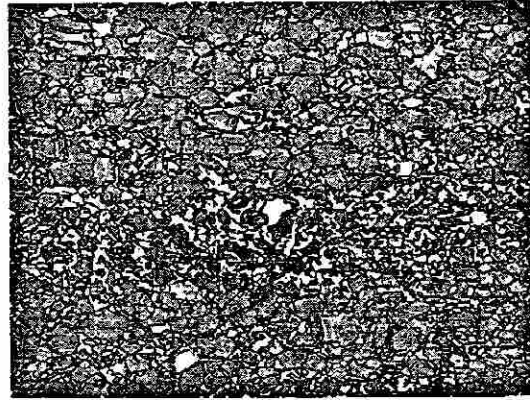
Nivel D

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

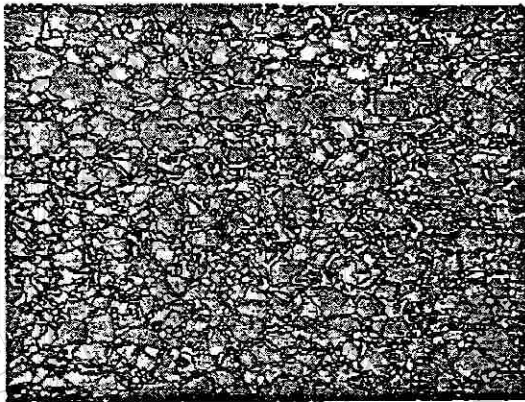
Figura 6.17. Ataque con LePera de la familia 5 al manganeso.



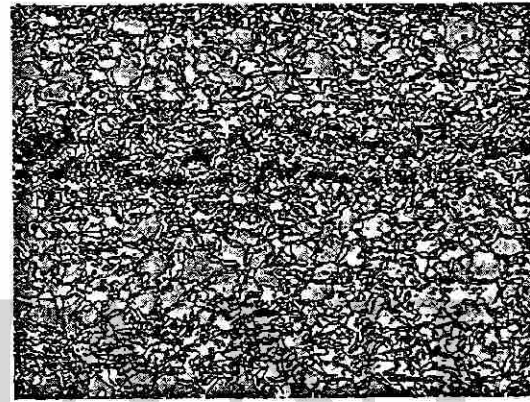
Nivel 25°C



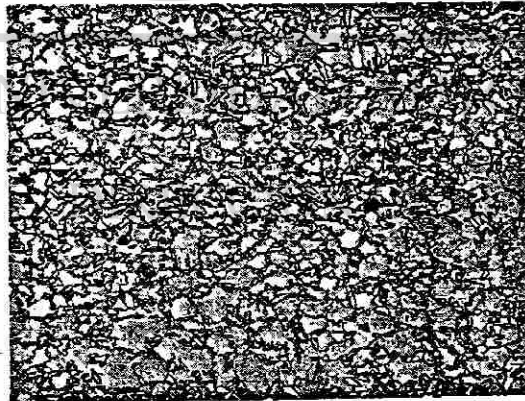
Nivel A



Nivel B



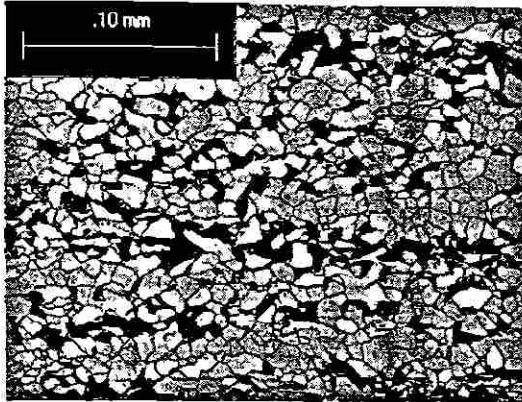
Nivel C



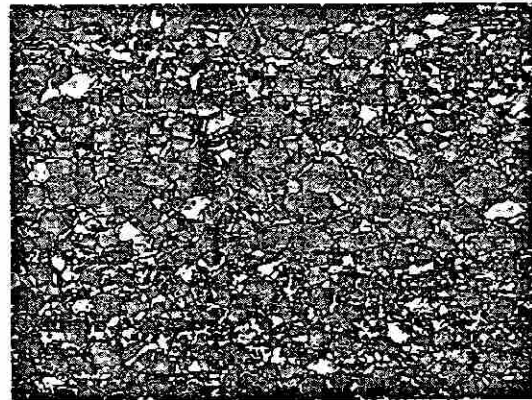
Nivel D

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

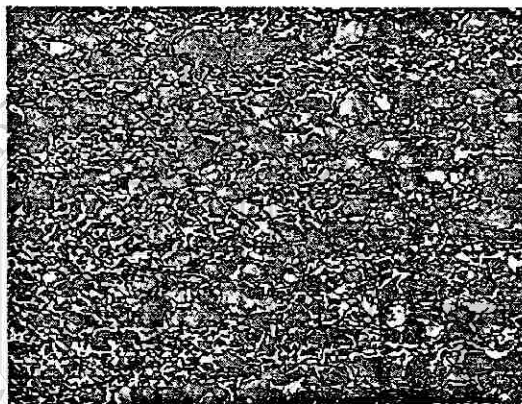
Figura 6.18. Ataque con LePera de la familia 4 al Manganeso.



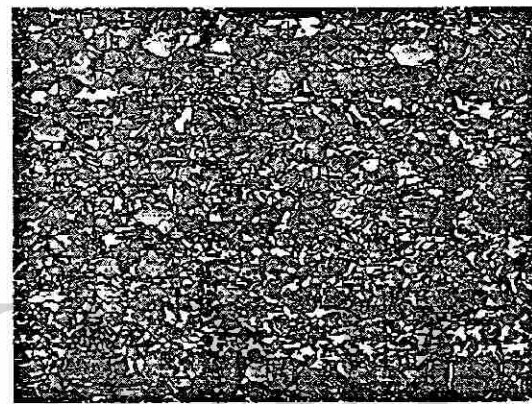
Nivel 25°C



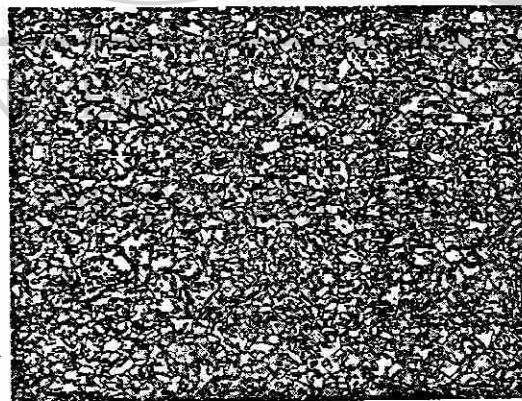
Nivel A



Nivel B



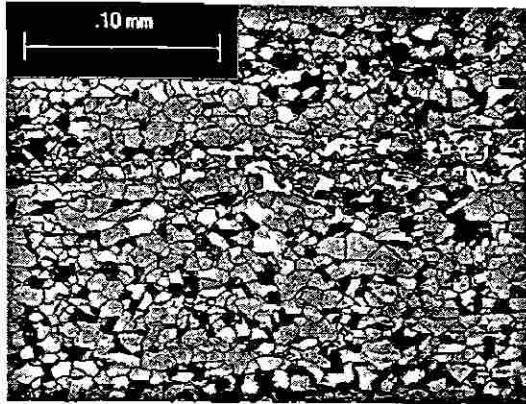
Nivel C



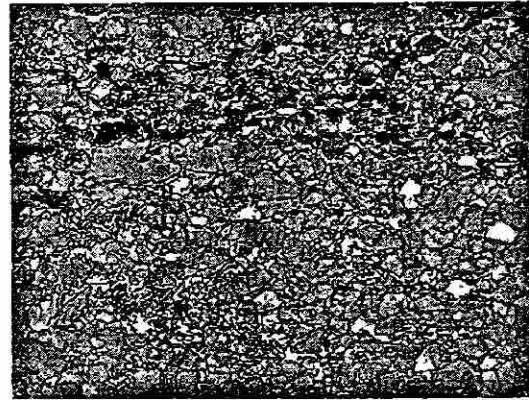
Nivel D

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

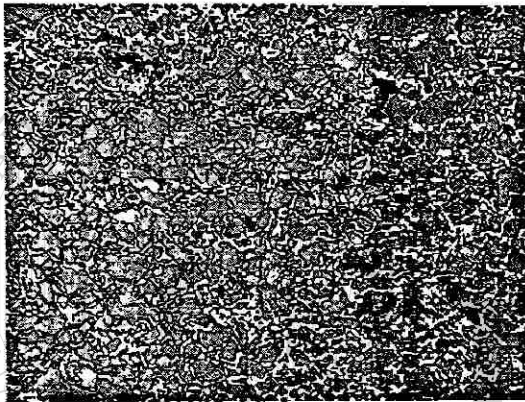
Figura 6.19. Ataque con LePera de la familia 6 al **manganeso**.



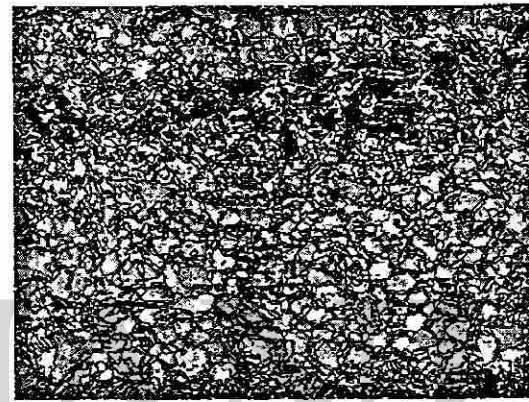
Nivel 25°C



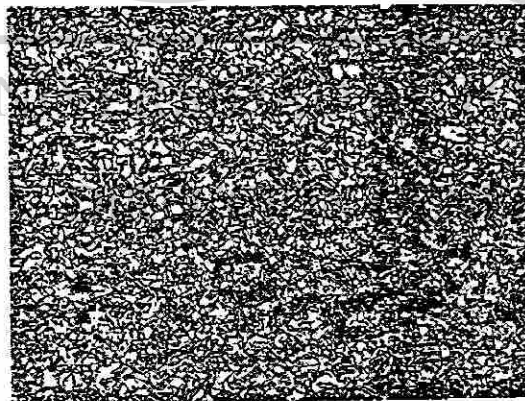
Nivel A



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:

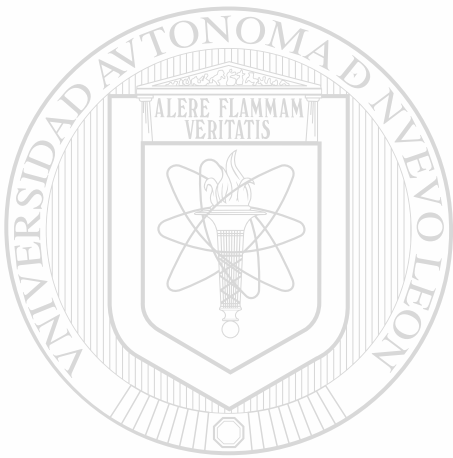
Tabla 6.1. Análisis cuantitativo de fases aceros al silicio.

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.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPÍTULO 7

DISCUSIÓN

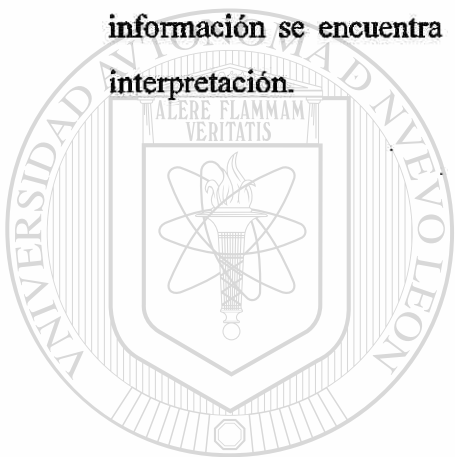
La metodología de discusión consiste en analizar primero el comportamiento mecánico de las dos familias de aceros, Si y Mn, posteriormente como segundo paso, elaborar el análisis metalográfico correspondiente para finalmente, como tercer paso, relacionarlo con los resultados obtenidos del análisis mecánico y conseguir así explicar el comportamiento plástico de estos aceros. Para reforzar la discusión se comparan estos resultados con los ya publicados en los artículos técnicos relacionados con este tema.

El criterio de análisis de las propiedades mecánicas consiste en formar grupos que posean aproximadamente el mismo orden de magnitud del valor de la pendiente $(1-m)$, y de la constante $\ln cm$, obtenido de las representaciones $\ln (d\sigma/de)$ vs. $\ln \sigma$, ecuaciones (1-14) y (1-15). El análisis metalográfico se lleva a cabo de igual manera agrupando muestras que posean estructuras metalográficas similares en morfología, distribución y tamaño de las distintas fases presentes. El análisis integrado se realiza con el empate de ambas combinaciones.

7.1. ANÁLISIS DE PROPIEDADES MECÁNICAS.

7.1.1. Aceros al silicio.

La Tabla 7.1 muestra los resultados de la pendiente $(1-m)$ y la constante $\ln cm$ para toda la familia de aceros al silicio con los diferentes niveles de tratamiento térmico aplicados así como también los grupos seleccionados según dichos factores. Estos se han dividido en tres categorías según sea el caso de las curvas de representación $\ln (d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$, de una etapa de estiramiento, de dos etapas y de tres etapas. La misma información se encuentra en la Tabla 7.2 pero reordenada por grupo para facilitar su interpretación.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Tabla 7.1: Pendiente (1-m) y constante ln *cm* para aceros al silicio.

Aceros al Si
Pendiente (1-m)

| Acero | %Si | No Tratamiento ZPC | | | | Nivel de temperatura intermedia | | | | | | | | | | | |
|-------|-----|--------------------|------|------|-------|---------------------------------|-------|-------|-------|-------|------|-------|-------|--------|--------|--------|--|
| | | 1 | | 2 | | A | | | B | | | C | | | D | | |
| | | 1 | 2 | 1 | 2 | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 | | | |
| 1 | 0.0 | 2.27 | 0.00 | 0.00 | 2.26 | 30.12 | 0.00 | 2.34 | 31.25 | 0.00 | | | 0.00 | -2.28 | -19.36 | 0.00 | |
| 2 | 0.4 | 2.43 | 0.00 | 0.00 | 1.90 | 2.71 | 0.00 | 1.57 | 2.56 | 0.00 | | | -2.47 | -17.04 | 0.00 | -34.94 | |
| 5 | 0.7 | 2.58 | 0.00 | 0.00 | | | 0.00 | | | 0.00 | | | 0.00 | -3.07 | -18.67 | 0.00 | |
| 3 | 1.2 | 2.69 | 0.00 | 0.00 | -1.30 | -2.98 | -4.80 | -1.19 | -2.41 | 12.00 | 1.44 | -2.50 | 0.99 | 1.49 | 2.72 | -4.22 | |
| 4 | 2.0 | 2.85 | 0.00 | 0.00 | -1.42 | -3.05 | -4.65 | -1.24 | -2.71 | 12.00 | 1.44 | -2.61 | 0.92 | 1.53 | 3.65 | -3.82 | |

Constante ln *cm*

| Acero | %Si | No Tratamiento ZPC | | | | Nivel de temperatura intermedia | | | | | | | | | | | |
|-------|-----|--------------------|--------|--------|-------|---------------------------------|-------|-------|-------|-------|--------|------|------|-------|--------|--------|--|
| | | 1 | | 2 | | A | | | B | | | C | | | D | | |
| | | 1 | 2 | 1 | 2 | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 | | | |
| 1 | 0.0 | 21.86 | 201.71 | 0.00 | 22.25 | 207.53 | 0.00 | | | 0.00 | | | 0.00 | 21.62 | 129.48 | 0.00 | |
| 2 | 0.4 | 19.68 | 25.00 | 0.00 | 17.76 | 25.60 | 0.00 | | | 23.93 | 120.66 | 0.00 | 0.00 | 24.73 | 38.73 | 237.59 | |
| 5 | 0.7 | 22.50 | 0.00 | 0.00 | | | 0.00 | | | 0.00 | | | 0.00 | 27.67 | 131.10 | 0.00 | |
| 3 | 1.2 | 16.63 | 27.15 | 105.60 | 15.79 | 23.38 | 0.00 | 17.29 | 23.85 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 25.53 | 107.88 | 0.00 | |
| 4 | 2.0 | 17.62 | 28.28 | 107.19 | 17.27 | 25.91 | 57.87 | 16.61 | 25.13 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 22.80 | 107.96 | 0.00 | |

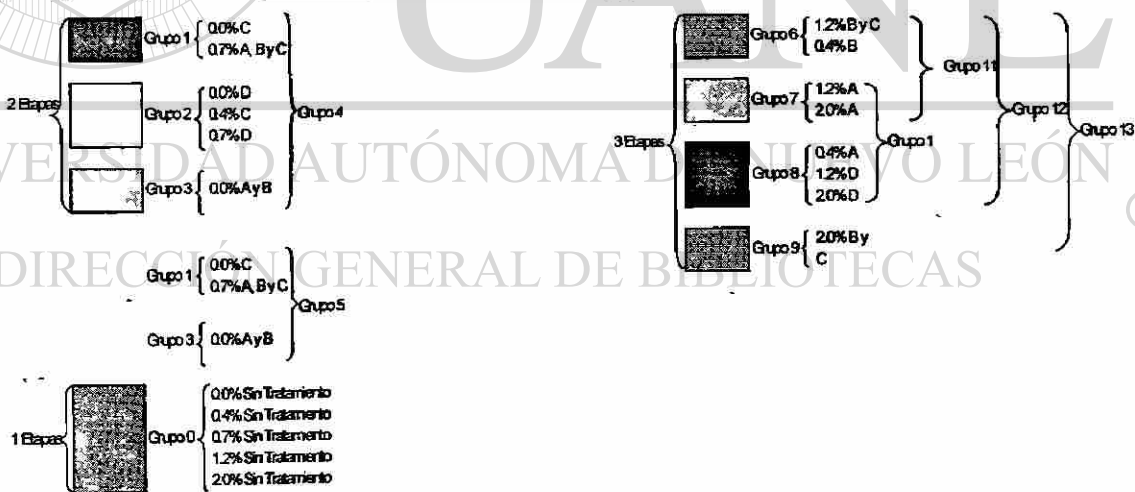


Tabla 7.2: Reordenamiento de $(1-m)$ y $\ln cm$ de acuerdo al grupo asignado aceros al silicio.

| Grupo | Acero | % Si | Nivel | Pendiente $(1-m)$ | | | Constante $\ln cm$ | | |
|-------|-------|------|---------------------|-------------------|--------|--------|--------------------|--------|--------|
| | | | Etapa \rightarrow | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 |
| 0 | 1 | 0.0 | Sin Tratamiento | -2.24 | | | 19.91 | | |
| | 2 | 0.4 | Sin Tratamiento | -2.46 | | | 21.96 | | |
| | 5 | 0.7 | Sin Tratamiento | -2.54 | | | 22.50 | | |
| | 3 | 1.2 | Sin Tratamiento | -2.66 | | | 24.00 | | |
| | 4 | 2.0 | Sin Tratamiento | -2.91 | | | 26.00 | | |
| 1 | 1 | 0.0 | C | -2.57 | -35.51 | | 23.43 | 233.34 | |
| | 5 | 0.7 | A | -2.51 | -39.31 | | 24.14 | 270.76 | |
| | 5 | 0.7 | B | -2.47 | -37.66 | | 23.74 | 256.84 | |
| | 5 | 0.7 | C | -2.61 | -38.22 | | 24.93 | 263.76 | |
| 2 | 1 | 0.0 | D | -2.28 | -19.35 | | 21.62 | 129.48 | |
| | 2 | 0.4 | C | -2.47 | -17.04 | | 23.93 | 120.66 | |
| | 5 | 0.7 | D | -3.07 | -18.67 | | 27.87 | 131.10 | |
| 3 | 1 | 0.0 | A | -2.26 | -30.12 | | 21.86 | 201.71 | |
| | 1 | 0.0 | B | -2.34 | -31.25 | | 22.25 | 207.58 | |
| 6 | 2 | 0.4 | B | -1.57 | -2.86 | -11.82 | 17.78 | 25.80 | 83.97 |
| | 3 | 1.2 | B | -1.19 | -2.41 | -12.00 | 15.79 | 23.38 | 87.05 |
| | 3 | 1.2 | C | -1.44 | -2.50 | -10.99 | 17.29 | 23.86 | 80.17 |
| 7 | 3 | 1.2 | A | -1.30 | -2.96 | -14.80 | 16.63 | 27.15 | 106.60 |
| | 4 | 2.0 | A | -1.42 | -3.05 | -14.65 | 17.82 | 28.28 | 107.19 |
| 8 | 2 | 0.4 | A | -1.96 | -2.71 | -16.55 | 19.93 | 25.00 | 114.61 |
| | 3 | 1.2 | D | -1.59 | -2.72 | -14.25 | 18.45 | 25.63 | 102.61 |
| | 4 | 2.0 | D | -1.59 | -3.66 | -14.52 | 19.34 | 32.80 | 107.96 |
| 9 | 4 | 2.0 | B | -1.34 | -2.71 | -7.41 | 17.21 | 25.91 | 57.87 |
| | 4 | 2.0 | C | -1.29 | -2.61 | -7.92 | 16.81 | 25.13 | 61.20 |

Las Figuras 7.1(a) a la 7.1(c) muestran la representación $\ln (d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$ de los grupos 0, 4 y 13 (para su identificación ver Tabla 7.1) correspondientes respectivamente a los aceros cuyos comportamientos pertenecen a 1 etapa, 2 etapas y 3 etapas, las gráficas correspondientes a los grupos particulares restantes se encuentran en el Apéndice B.

En estas gráficas se puede observar claramente que existe una relación lineal entre las distintas muestras del comportamiento de la resistencia a la cedencia, el punto de quiebre 1, el punto de quiebre 2 y, obviamente, la resistencia última.

Para realizar el análisis que maximice el valor del cuadrado del coeficiente de correlación, R^2 , de la relación lineal existente entre las muestras de acero para cada

resistencia analizada; aparte de los grupos definidos por similitud de la pendiente ($1-m$), identificados con números arábigos; se han definido otros grupos con números romanos según la Tabla 7.3. La Tabla 7.4 muestra el valor de la pendiente y de la constante así como R^2 de los distintos grupos. En renglón sombreado gris están seleccionados los grupos que poseen un $R^2 > 0.8$ en todas las resistencias correspondientes al grupo en cuestión. Estos corresponden a los grupos 0, 1, 2, III y V, el IV también ha sido considerado por su alto R^2 ; sus gráficas se encuentran en las Figuras 7.2 (a) a la 7.2 (f).

Además, para el caso del Grupo 0 existe una relación entre la pendiente ($1-m$), la constante $\ln cm$ y el porcentaje de silicio representado en la Figura 7.3.

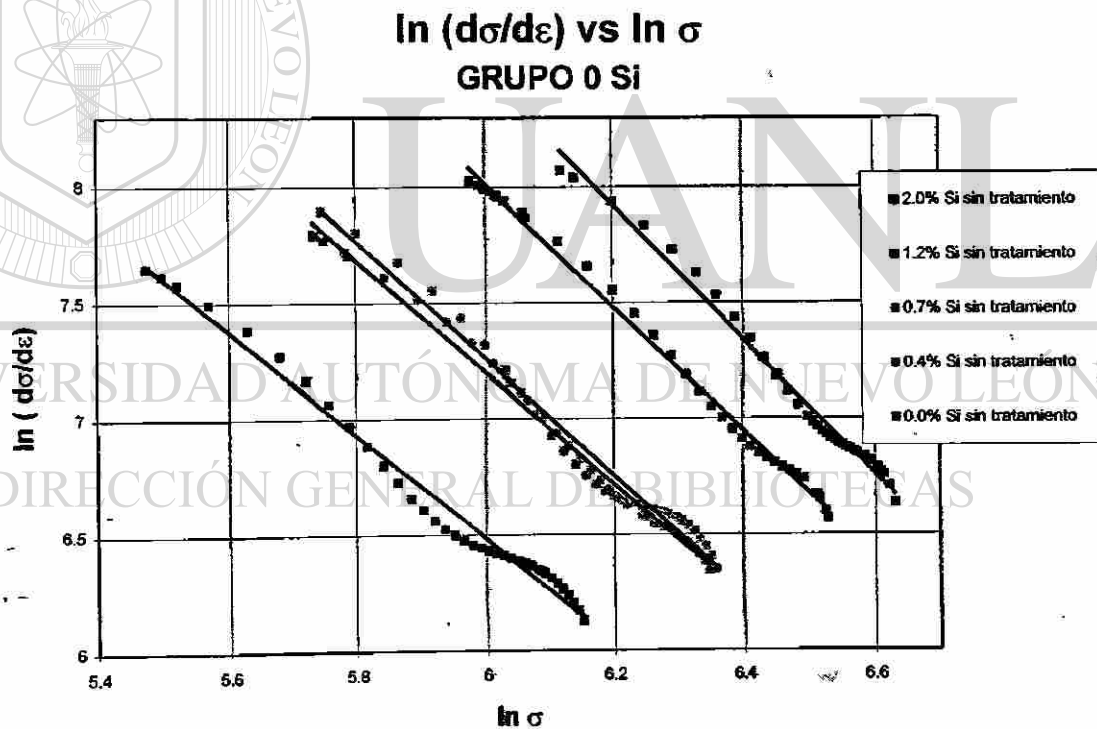


Figura 7.1 (a): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del Grupo 0 aceros al silicio.

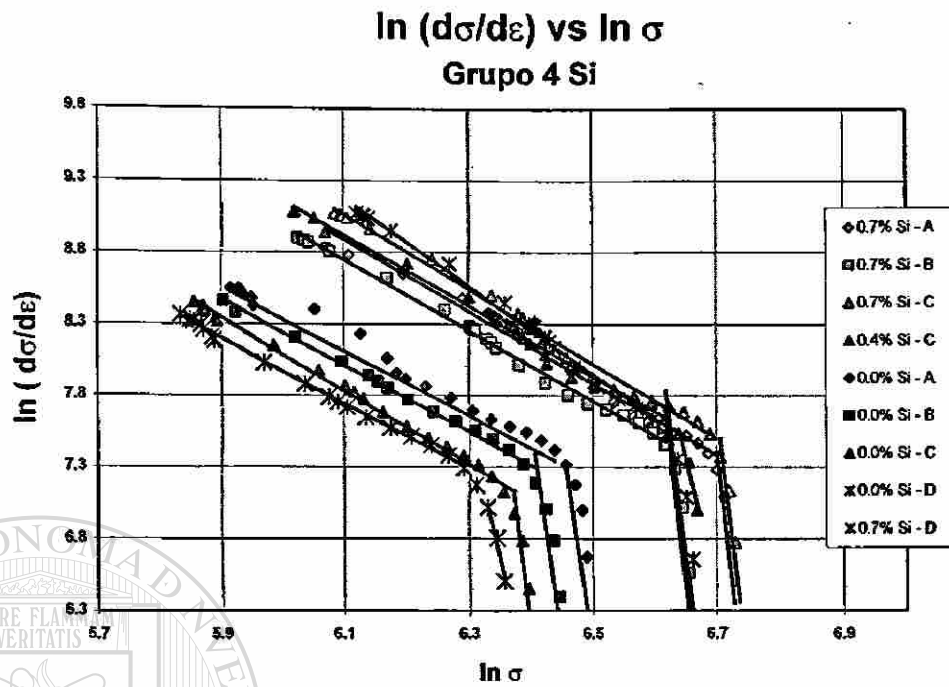


Figura 7.1 (b): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del Grupo 4 aceros al silicio.

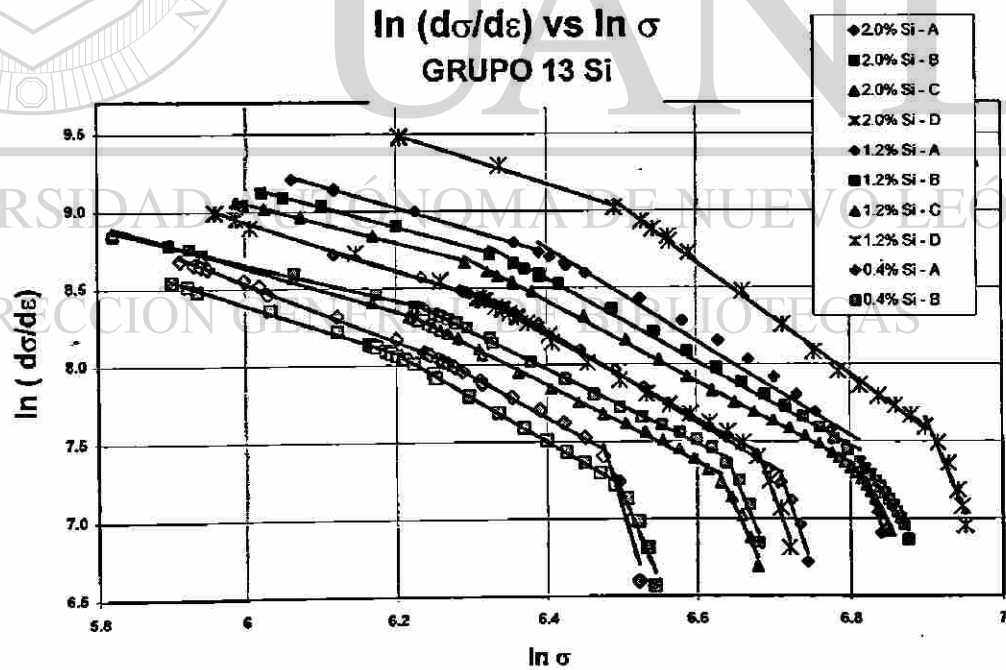


Figura 7.1 (c): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del Grupo 13 aceros al silicio.

Tabla 7.3: Definición total de grupos aceros al silicio.

| Acero → %Si → Grupo | 1 | | | | | 2 | | | | | 5 | | | | | 3 | | | | | 4 | | | | |
|---------------------------|------|---|---|---|---|------|---|---|---|---|------|---|---|---|---|------|---|---|---|---|------|---|---|---|---|
| | 0.0 | | | | | 0.4 | | | | | 0.7 | | | | | 1.2 | | | | | 2.0 | | | | |
| | No | A | B | C | D | No | A | B | C | D | No | A | B | C | D | No | A | B | C | D | No | A | B | C | D |
| | Trat | | | | | Trat | | | | | Trat | | | | | Trat | | | | | Trat | | | | |
| 0 | ■ | | | | | ■ | | | | | ■ | | | | | ■ | | | | | ■ | | | | |
| 1 | | | ■ | | | | | | | | | ■ | ■ | | | | | | | | | | | | |
| 2 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 3 | | ■ | ■ | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 4 | ■ | ■ | ■ | | | | | | | | ■ | ■ | ■ | | | | | | | | | | | | |
| 5 | ■ | ■ | ■ | | | | | | | | ■ | ■ | ■ | | | | | | | | | | | | |
| 6 | | | | | | | ■ | | | | | | | | | | ■ | ■ | | | | | | | |
| 7 | | | | | | | | | | | | | | | | | ■ | | | | | ■ | | | |
| 8 | | | | | | | ■ | | | | | | | | | | | | | | | ■ | | | ■ |
| 9 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | ■ | ■ | | ■ |
| 10 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | ■ | ■ | | ■ |
| 11 | | | | | | | ■ | | | | | | | | | | | | | | | ■ | ■ | | ■ |
| 12 | | | | | | | ■ | | | | | | | | | | | | | | | ■ | ■ | | ■ |
| 13 | | | | | | | ■ | | | | | | | | | | | | | | | ■ | ■ | | ■ |
| 14 | | | | | | | ■ | | | | | | | | | | | | | | | ■ | ■ | | ■ |
| Total | ■ | ■ | ■ | | | ■ | ■ | | | | ■ | ■ | ■ | | | ■ | ■ | ■ | | | ■ | ■ | ■ | | ■ |
| I | ■ | ■ | ■ | | | ■ | ■ | | | | ■ | ■ | ■ | | | ■ | ■ | ■ | | | ■ | ■ | ■ | | ■ |
| II | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| III | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IV | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| V | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VI | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VII | ■ | ■ | ■ | | | ■ | ■ | | | | ■ | ■ | ■ | | | ■ | ■ | ■ | | | ■ | ■ | ■ | | ■ |

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Tabla 7.4: Valor de la pendiente, de la constante y de R^2 de los distintos grupos de aceros al silicio.

| | Cedencia | | | Quiebre 1 | | | Quiebre 2 | | |
|------------------|-------------|--------------|-------------|-------------|--------------|-------------|-------------|--------------|-------------|
| | Pendiente | Constante | R^2 | Pendiente | Constante | R^2 | Pendiente | Constante | R^2 |
| <i>Grupo 0</i> | <i>0.68</i> | <i>3.96</i> | <i>0.94</i> | | | | | | |
| <i>Grupo 1</i> | <i>2.22</i> | <i>-4.55</i> | <i>0.88</i> | | | | <i>0.93</i> | <i>1.16</i> | <i>0.84</i> |
| <i>Grupo 2</i> | <i>2.64</i> | <i>-7.00</i> | <i>0.88</i> | | | | <i>1.14</i> | <i>0.02</i> | <i>1.00</i> |
| Grupo 3 | 3.09 | -9.79 | 1.00 | | | | 0.37 | 4.84 | 1.00 |
| Grupo 4 | 2.54 | -6.50 | 0.88 | | | | 0.86 | 1.71 | 0.65 |
| Grupo 5 | 2.41 | -5.72 | 0.91 | | | | 0.75 | 2.36 | 0.77 |
| Grupo 6 | -4.03 | 32.32 | 1.00 | 8.90 | -47.11 | 1.00 | 0.84 | 1.80 | 0.68 |
| Grupo 7 | 3.25 | -10.33 | 1.00 | 3.71 | -15.10 | 1.00 | 2.53 | -9.63 | 1.00 |
| Grupo 8 | 2.48 | -5.86 | 0.94 | 3.61 | -14.45 | 0.95 | 0.15 | 6.46 | 0.58 |
| Grupo 9 | 1.69 | -1.05 | 1.00 | 0.82 | 3.51 | 1.00 | 60.02 | -400.69 | 1.00 |
| Grupo 10 | 2.42 | -5.49 | 0.89 | 3.62 | -14.51 | 0.95 | 0.21 | 6.02 | 0.15 |
| Grupo 11 | 1.74 | -1.37 | 0.37 | 2.22 | -5.59 | 0.82 | 0.89 | 1.41 | 0.71 |
| Grupo 12 | 1.99 | -2.86 | 0.68 | 2.72 | -8.76 | 0.84 | 0.45 | 4.41 | 0.36 |
| Grupo 13 | 2.01 | -2.99 | 0.70 | 2.77 | -9.06 | 0.77 | 0.41 | 4.63 | 0.34 |
| Grupo 14 | 2.00 | -2.92 | 0.72 | 2.67 | -8.39 | 0.73 | 0.45 | 4.40 | 0.38 |
| Grupo Tot | 2.14 | 3.91 | 0.56 | | | | 0.59 | 3.48 | 0.51 |
| Grupo I | 2.43 | -5.85 | 0.95 | | | | 0.78 | 2.25 | 0.66 |
| Grupo II | 2.43 | -5.85 | 0.93 | | | | 0.67 | 2.91 | 0.76 |
| <i>Grupo III</i> | <i>2.60</i> | <i>-6.81</i> | <i>0.96</i> | | | | <i>1.14</i> | <i>-0.11</i> | <i>0.88</i> |
| Grupo IV | 2.54 | -6.50 | 0.88 | | | | 0.86 | 1.71 | 0.65 |
| <i>Grupo V</i> | <i>1.85</i> | <i>-1.89</i> | <i>1.00</i> | <i>1.95</i> | <i>-3.80</i> | <i>0.98</i> | <i>1.21</i> | <i>-0.68</i> | <i>0.87</i> |
| Grupo VI | 1.68 | -0.98 | 0.94 | 2.26 | -5.76 | 0.82 | 0.64 | 3.11 | 0.49 |
| Grupo VII | 1.99 | -3.02 | 0.52 | | | | 0.62 | 3.23 | 0.66 |

Nota 1: Números en negritas son los factores de correlación cuadrático mayores de 0.8 para grupos de 3 ó más muestras

Nota 2: Renglones con fondo gris son los grupos de 3 ó más muestras con factores de correlación cuadrático mayores de 0.8 para todas las resistencias correspondientes: cedencia, quiebre 1 y quiebre 2.

Relación de Resistencias GRUPO 0 Si

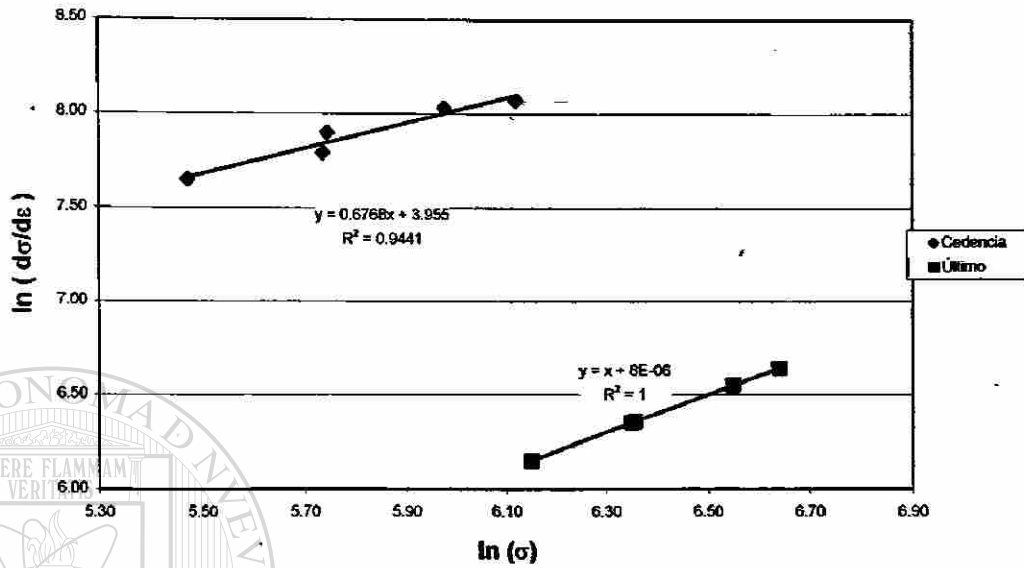


Figura 7.2(a): Relación de resistencias del Grupo 0 aceros al silicio.

Relación de Resistencias GRUPO 1 Si

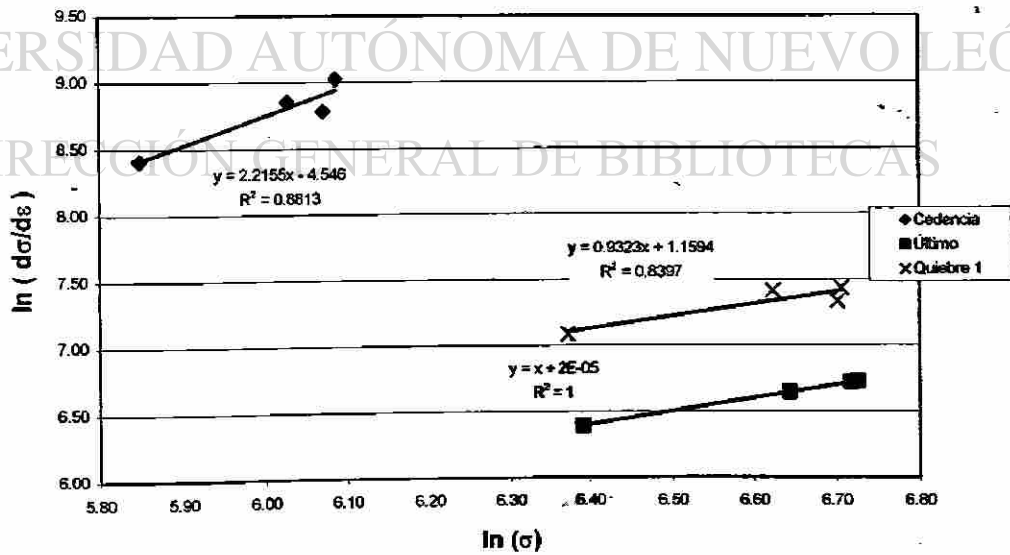


Figura 7.2(b): Relación de resistencias del Grupo 1 aceros al silicio.

Relación de Resistencias GRUPO 2 Si

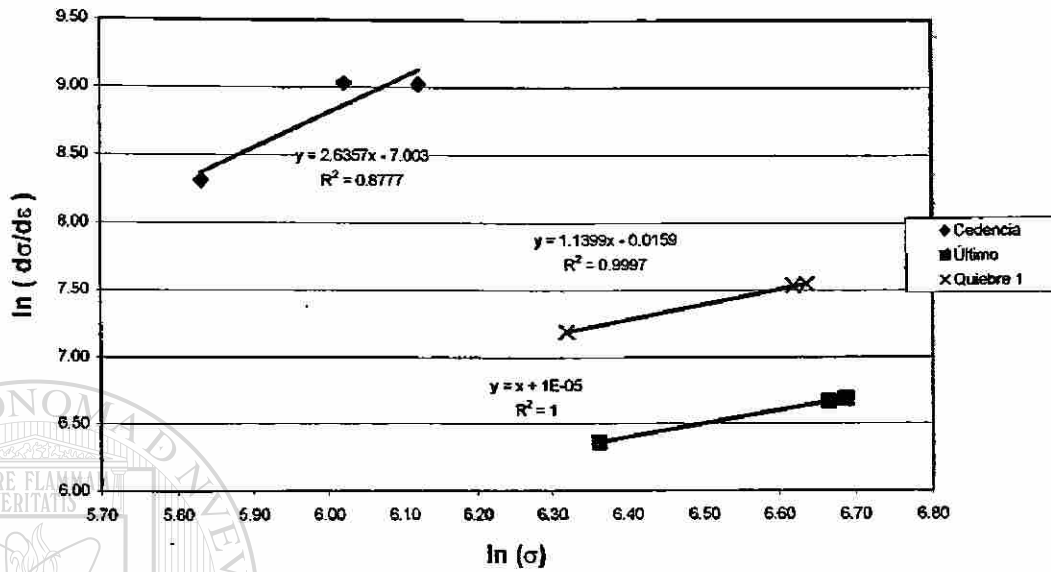


Figura 7.2(c): Relación de resistencias del Grupo 2 aceros al silicio.

Relación de Resistencias Grupo III Si

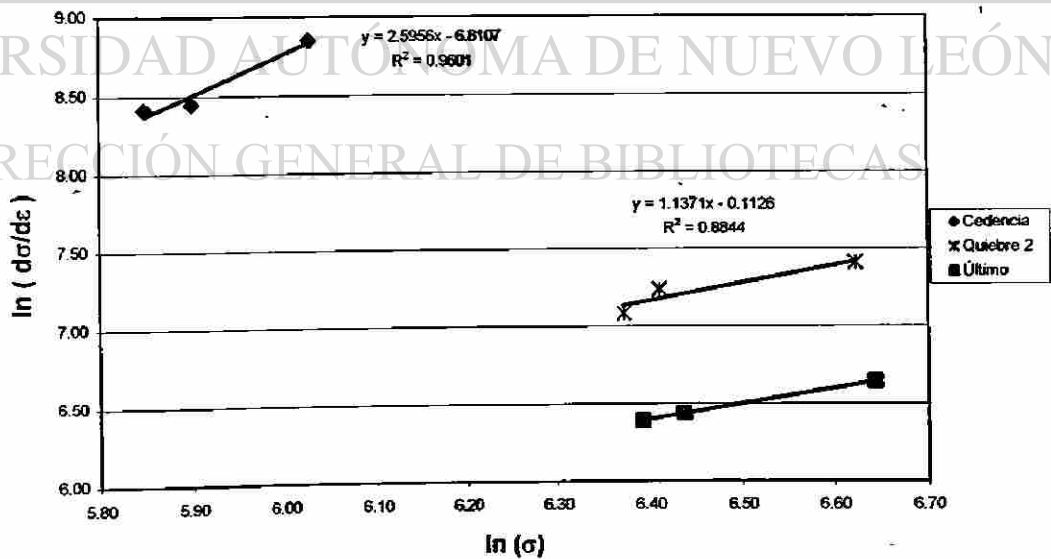


Figura 7.2(d): Relación de resistencias del Grupo III aceros al silicio.

Relación de Resistencias Grupo IV Si

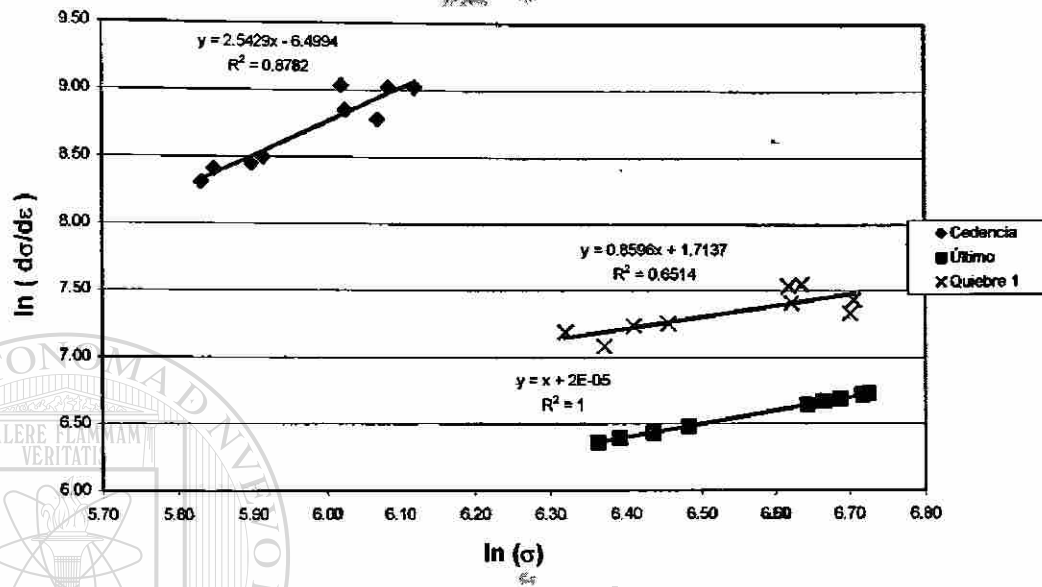


Figura 7.2(e): Relación de resistencias del Grupo IV aceros al silicio.

Relación de Resistencias Grupo V Si

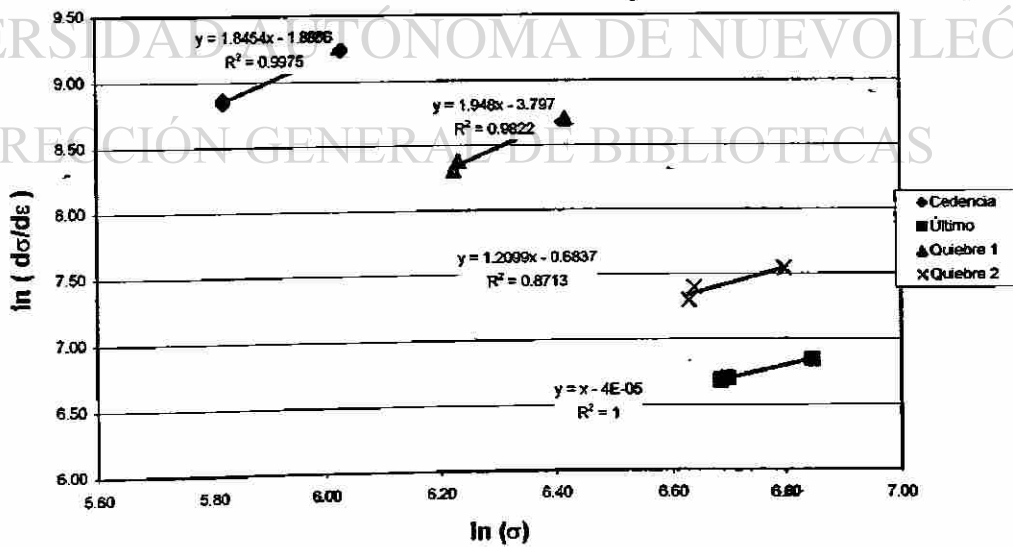


Figura 7.2(f): Relación de resistencias del Grupo V aceros al silicio.

Pendiente de la curva (1- m) y constnte ln cm vs % Si
Aceros sin tratamiento al Si

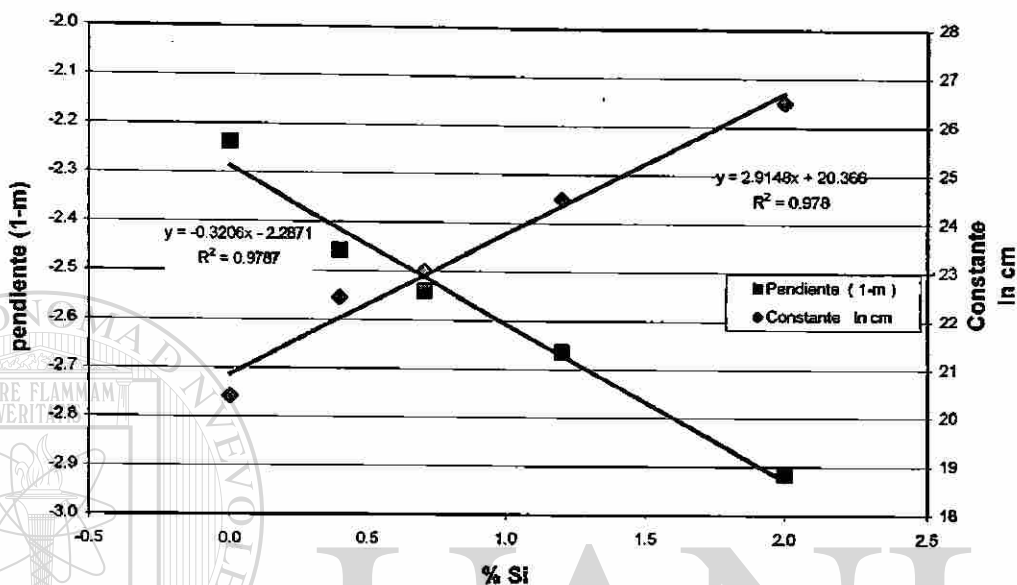


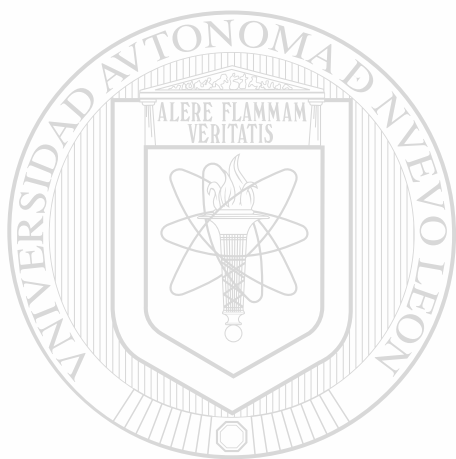
Figura 7.3: Relación entre el factor de endurecimiento (1-m) la constante ln cm y el porciento de silicio para el Grupo 0

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

7.1.2. Aceros al manganeso.

La Tabla 7.5 muestra los resultados de la pendiente ($1 - m$) y la constante $\ln cm$ para toda la familia de aceros al manganeso con los diferentes niveles de tratamiento térmico aplicados así como también los grupos seleccionados según dichos factores. Estos se han dividido en tres categorías según sea el caso de las curvas de representación $\ln (d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$, de una etapa de estiramiento, de dos etapas y de tres etapas. La misma información se encuentra en la Tabla 7.6 pero reordenada por grupo para facilitar su interpretación.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Tabla 7.5: Pendiente (1- m) y constante ln cm para aceros al manganeso.

Aceros al Mn
Pendiente (1-m)

| Acero | %Mn | No Tratamiento-25°C | | | Nivel de Temperatura Inter-critica | | | | | | | | | | | |
|-------|-----|---------------------|------|------|------------------------------------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|--------|
| | | 1 | 2 | 3 | A | | | B | | | C | | | D | | |
| 1 | 0.4 | 2.33 | 0.00 | 0.00 | 1.04 | 3.81 | 12.42 | 2.53 | 7.89 | 0.00 | 1.54 | 14.95 | 0.00 | 2.32 | -2.95 | -20.69 |
| 5 | 0.7 | 2.47 | 0.00 | 0.00 | 1.21 | 2.50 | 12.07 | 2.25 | 21.95 | 0.00 | 2.17 | 14.95 | 0.00 | -2.03 | -2.90 | -19.92 |
| 4 | 1.2 | 2.93 | 0.00 | 0.00 | 1.78 | -2.57 | -16.80 | -1.25 | -2.88 | 18.44 | -1.31 | -1.71 | -10.22 | 1.50 | -3.62 | -18.57 |
| 6 | 1.8 | 3.16 | 0.00 | 0.00 | 1.35 | -3.05 | -10.68 | -1.14 | -2.01 | 13.01 | -1.53 | -4.42 | -16.00 | -1.45 | -3.72 | -14.47 |
| 2 | 1.9 | 3.51 | 0.00 | 0.00 | 1.78 | -4.55 | -15.59 | -1.52 | -4.91 | 11.50 | -1.53 | -4.42 | -16.00 | -1.61 | -4.64 | -17.87 |

Constante ln cm

| Acero | %Mn | No Tratamiento-25°C | | | Nivel de Temperatura Inter-critica | | | | | | | | | | | |
|-------|-----|---------------------|------|------|------------------------------------|-------|--------|-------|-------|--------|-------|-------|--------|-------|-------|--------|
| | | 1 | 2 | 3 | A | | | B | | | C | | | D | | |
| 1 | 0.4 | 21.16 | 0.00 | 0.00 | 14.59 | 31.79 | 133.99 | 25.40 | 25.81 | 0.00 | 20.39 | 17.53 | 17.53 | 23.37 | 27.37 | 146.36 |
| 5 | 0.7 | 21.84 | 0.00 | 0.00 | 13.91 | 23.74 | 118.17 | 21.92 | 13.22 | 0.00 | 21.41 | 14.28 | 0.00 | 20.67 | 26.13 | 137.13 |
| 4 | 1.2 | 23.37 | 0.00 | 0.00 | 15.83 | 25.24 | 118.20 | 16.57 | 26.81 | 131.35 | 18.74 | 25.49 | 175.73 | 18.75 | 32.64 | 134.78 |
| 6 | 1.8 | 27.42 | 0.00 | 0.00 | 17.22 | 27.93 | 79.51 | 19.28 | 26.25 | 132.23 | 18.18 | 38.36 | 119.42 | 18.37 | 33.24 | 107.63 |
| 2 | 1.9 | 29.83 | 0.00 | 0.00 | 20.69 | 28.97 | 83.81 | 20.02 | 20.80 | 85.75 | 19.18 | 38.36 | 119.42 | 19.92 | 40.24 | 132.84 |

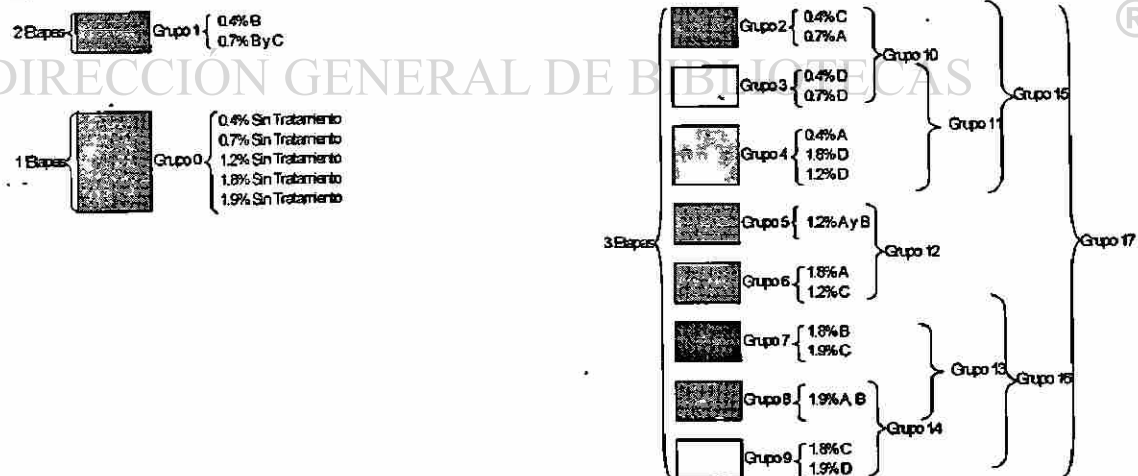


Tabla 7.6: Reordenamiento de (1-m) y ln cm de acuerdo al grupo asignado aceros al manganeso.

| Grupo | Acero | %Mn | Nivel | Pendiente (1-m) | | | Constante ln cm | | |
|-------|-------|-----|-----------------|-----------------|--------|--------|-----------------|--------|--------|
| | | | Etapas → | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 |
| 0 | 1 | 0.4 | Sin Tratamiento | -2.33 | | | 21.16 | | |
| | 5 | 0.7 | Sin Tratamiento | -2.47 | | | 21.84 | | |
| | 6 | 1.8 | Sin Tratamiento | -3.18 | | | 27.42 | | |
| | 4 | 1.2 | Sin Tratamiento | -2.93 | | | 25.37 | | |
| | 2 | 1.9 | Sin Tratamiento | -3.54 | | | 29.93 | | |
| 1 | 1 | 0.4 | B | -2.36 | -17.88 | | 23.40 | 126.91 | |
| | 5 | 0.7 | B | -2.26 | -20.96 | | 21.91 | 143.27 | |
| | 5 | 0.7 | C | -2.17 | -14.95 | | 21.41 | 104.26 | |
| 2 | 1 | 0.4 | C | -1.94 | -2.60 | -25.51 | 20.36 | 24.51 | 175.10 |
| | 5 | 0.7 | A | -1.88 | -2.50 | -32.07 | 19.91 | 23.74 | 218.11 |
| 3 | 1 | 0.4 | D | -2.32 | -2.95 | -20.69 | 23.37 | 27.37 | 146.36 |
| | 5 | 0.7 | D | -2.03 | -2.90 | -19.92 | 20.67 | 26.13 | 137.13 |
| 4 | 1 | 0.4 | A | -1.04 | -3.81 | -19.42 | 14.39 | 31.79 | 133.59 |
| | 6 | 1.8 | D | -1.45 | -3.72 | -14.47 | 18.37 | 33.24 | 107.83 |
| | 4 | 1.2 | D | -1.50 | -3.62 | -18.57 | 18.76 | 32.64 | 134.78 |
| 5 | 4 | 1.2 | A | -1.16 | -2.67 | -16.60 | 15.83 | 25.24 | 118.20 |
| | 4 | 1.2 | B | -1.25 | -2.88 | -18.44 | 16.57 | 26.81 | 131.36 |
| 6 | 6 | 1.8 | A | -1.36 | -3.05 | -10.68 | 17.22 | 27.93 | 79.51 |
| | 4 | 1.2 | C | -1.31 | -2.71 | -10.22 | 16.74 | 25.49 | 75.79 |
| 7 | 6 | 1.8 | B | -1.40 | -4.13 | -8.00 | 18.20 | 36.26 | 63.23 |
| | 2 | 1.9 | C | -1.42 | -4.47 | -9.63 | 18.57 | 38.70 | 74.84 |
| 8 | 2 | 1.9 | A | -1.79 | -4.56 | -11.58 | 20.68 | 38.97 | 87.61 |
| | 2 | 1.9 | B | -1.67 | -4.81 | -11.39 | 20.02 | 40.90 | 86.75 |
| 9 | 6 | 1.8 | C | -1.53 | -4.42 | -16.00 | 19.18 | 38.36 | 119.42 |
| | 2 | 1.9 | D | -1.61 | -4.64 | -17.87 | 19.92 | 40.24 | 132.84 |

Las Figuras 7.4(a) a la 7.4(c) muestran la representación $\ln(\delta\sigma/\delta\epsilon)$ vs. $\ln\sigma$ de los Grupos 0, 1 y 17 (para su identificación ver Tabla 7.5) correspondientes respectivamente a los aceros cuyos comportamientos pertenecen a 1 etapa, 2 etapas y 3 etapas, las gráficas correspondientes a los grupos restantes se encuentran en el Apéndice C.

Para realizar el análisis que maximice el valor del cuadrado del coeficiente de correlación R^2 , al igual que con los aceros al Si, de la relación lineal existente entre las muestras de acero para cada resistencia analizada; se han definido grupos por similitud de la pendiente (1-m), identificados con números arábigos y otros grupos en números romanos según la Tabla 7.7. La Tabla 7.8 muestra el valor de la pendiente y de

la constante así como R^2 de los distintos grupos. En renglón sombreado gris están seleccionados los grupos que poseen un $R^2 > 0.8$ en todas las resistencias correspondientes a el grupo en cuestión. Estos corresponden a los Grupos 1, 3, IV y VII; sus gráficas se encuentran en las Figuras 7.5(a) a la 7.5(d).

Además para el caso del Grupo 0 existe una relación entre la pendiente ($1-m$), la constante $\ln cm$ y el porcentaje de manganeso representado en la Figura 7.6.

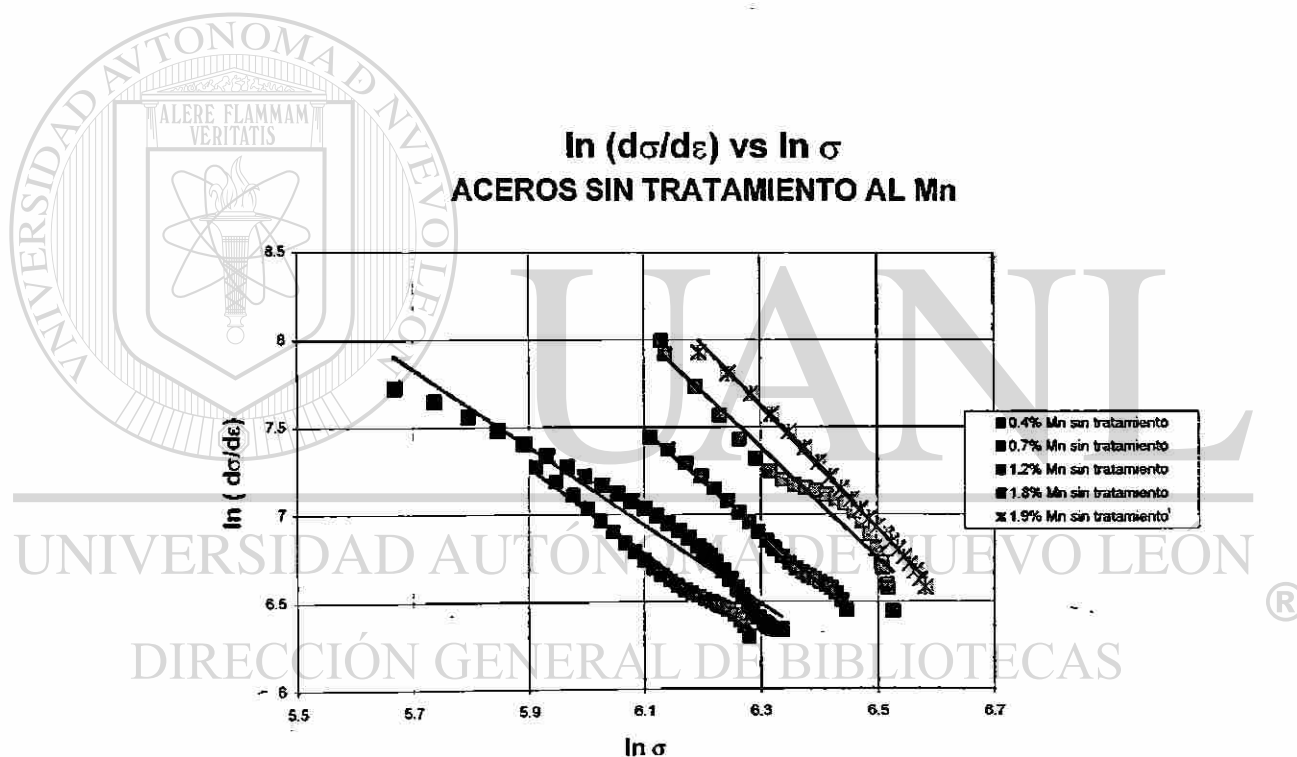


Figura 7.4(a): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del Grupo 0 aceros al manganeso.

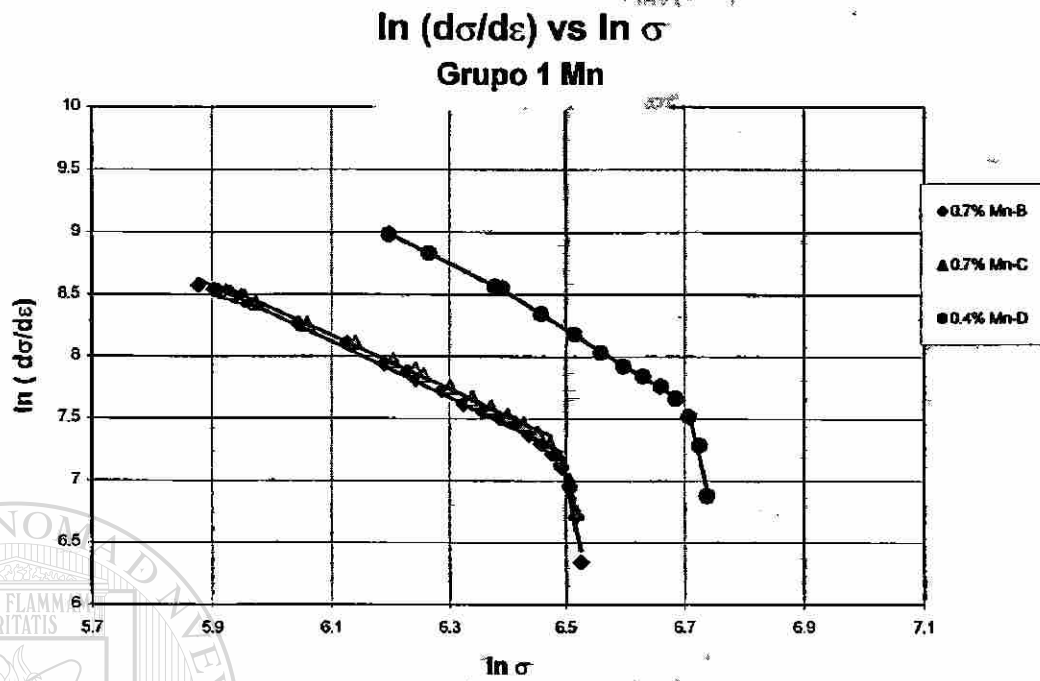


Figura 7.4(b): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del Grupo 1 aceros al manganeso.

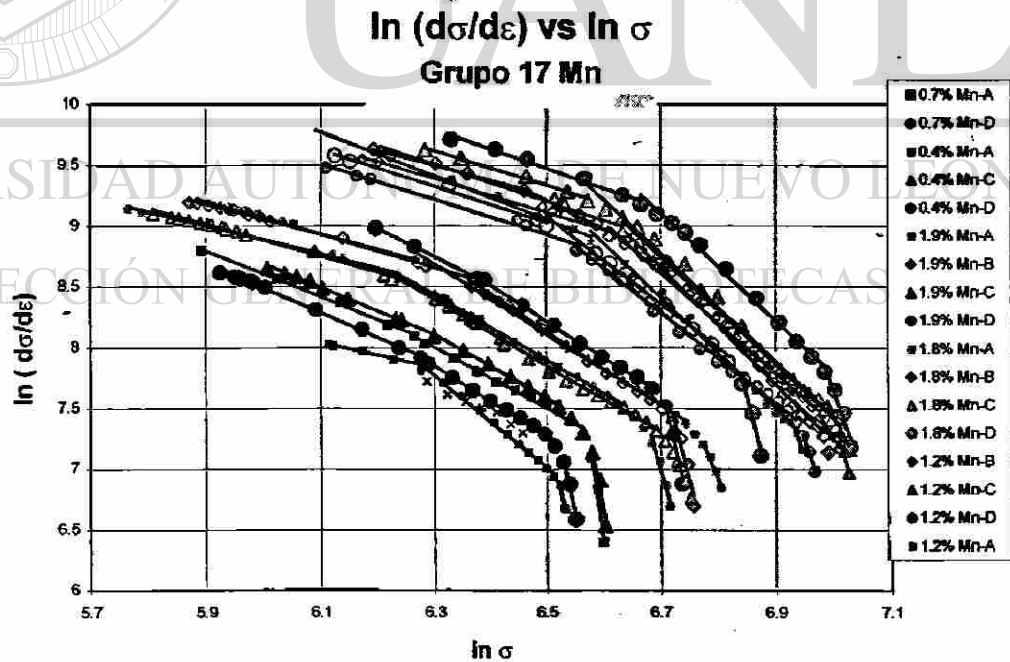


Figura 7.4(c): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del Grupo 17 aceros al manganeso.

Tabla 7.7: Definición total de Grupos de aceros al manganeso.

| Acero → % Mn → Grupo | 1 | | | | | 5 | | | | | 4 | | | | | 6 | | | | | 2 | | | | |
|----------------------------|-----|---|---|---|------|-----|---|---|---|------|-----|---|---|---|------|-----|---|---|---|------|-----|---|---|---|---|
| | 0.4 | | | | | 0.7 | | | | | 1.2 | | | | | 1.8 | | | | | 1.9 | | | | |
| | No | A | B | C | D | No | A | B | C | D | No | A | B | C | D | No | A | B | C | D | No | A | B | C | D |
| Trat | | | | | Trat | | | | | Trat | | | | | Trat | | | | | Trat | | | | | |
| 0 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 1 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 2 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 3 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 4 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 5 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 6 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 7 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 8 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 9 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 10 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 11 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 12 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 13 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 14 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 15 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 16 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| 17 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Total | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| I | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| II | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| III | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IV | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| V | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VI | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VII | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VIII | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IX | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| X | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |

Tabla 7.8: Valor de la pendiente, de la constante y de R^2 de los distintos grupos aceros al manganeso.

| | Cedencia | | | Quiebre 1 | | | Quiebre 2 | | |
|------------------|-------------|-------------|-------------|-------------|---------------|-------------|-------------|--------------|-------------|
| | Pendiente | Constante | R^2 | Pendiente | Constante | R^2 | Pendiente | Constante | R^2 |
| Grupo 0 | 0.23 | 6.19 | 0.01 | | | | | | |
| Grupo 1 | 2.18 | 4.33 | 0.93 | | | | 2.20 | -6.99 | 0.93 |
| Grupo 2 | -1.28 | 16.32 | 1.00 | -0.90 | 13.78 | 1.00 | -116.97 | 776.21 | 1.00 |
| Grupo 3 | 1.99 | -3.35 | 1.00 | 4.23 | -18.54 | 1.00 | 2.34 | -8.05 | 1.00 |
| Grupo 4 | 15.68 | -86.18 | 0.97 | 4.05 | -17.58 | 0.98 | 1.56 | -3.14 | 0.51 |
| Grupo 5 | -0.05 | 9.39 | 1.00 | 0.76 | 3.91 | 1.00 | 1.02 | 0.65 | 1.00 |
| Grupo 6 | 1.10 | 2.70 | 1.00 | 0.11 | 7.87 | 1.00 | 0.81 | 1.88 | 1.00 |
| Grupo 7 | 0.72 | 5.10 | 1.00 | -25.41 | 177.13 | 1.00 | -2.11 | 22.22 | 1.00 |
| Grupo 8 | -18.36 | 123.33 | 1.00 | 0.62 | 4.78 | 1.00 | -0.71 | 12.28 | 1.00 |
| Grupo 9 | 0.70 | 5.29 | 1.00 | 3.39 | -13.57 | 1.00 | -1153.20 | 8076.80 | 1.00 |
| Grupo 10 | 0.89 | 3.40 | 0.37 | 2.85 | -9.77 | 0.70 | 2.23 | -7.31 | 0.94 |
| Grupo 11 | 4.69 | -19.62 | 0.37 | 3.76 | -15.62 | 0.96 | 1.34 | -1.55 | 0.46 |
| Grupo 12 | 0.08 | 8.68 | 0.02 | 0.12 | 7.87 | 0.02 | -0.68 | 11.93 | 0.08 |
| Grupo 13 | 0.62 | 5.72 | 0.34 | -1.14 | 16.50 | 0.03 | 0.72 | 0.72 | 0.09 |
| Grupo 14 | 0.90 | 3.99 | 0.62 | 2.64 | -8.58 | 0.84 | 3.27 | -15.32 | 0.29 |
| Grupo 15 | 2.80 | -8.06 | 0.25 | 3.28 | -12.52 | 0.90 | 1.19 | -0.51 | 0.42 |
| Grupo 16 | 0.85 | 4.29 | 0.64 | 1.36 | -0.01 | 0.16 | 2.41 | -9.33 | 0.19 |
| Grupo 17 | 1.66 | -0.88 | 0.31 | 1.91 | -3.66 | 0.67 | 0.58 | 3.47 | 0.24 |
| Grupo Tot | 1.86 | -2.12 | 0.37 | 1.91 | -3.66 | 0.67 | 0.51 | 4.01 | 0.21 |
| Grupo I | 1.33 | 0.75 | 0.57 | | | | 1.93 | -5.31 | 0.78 |
| Grupo II | 0.89 | 3.40 | 0.37 | 2.85 | -9.77 | 0.70 | 2.23 | -7.31 | 0.94 |
| Grupo III | 2.18 | 4.33 | 0.93 | | | | 2.20 | -6.99 | 0.93 |
| Grupo IV | 1.89 | 2.73 | 0.99 | 4.27 | -18.80 | 1.00 | 2.20 | -7.10 | 0.95 |
| Grupo V | 1.05 | 2.98 | 0.78 | 0.71 | 4.18 | 1.00 | -0.34 | 9.72 | 0.68 |
| Grupo VI | 1.15 | 2.46 | 0.98 | 1.08 | 1.83 | 0.79 | 0.25 | 5.70 | 0.28 |
| Grupo VII | 1.17 | 2.30 | 0.98 | 1.23 | 0.87 | 0.78 | 0.40 | 4.65 | 0.92 |
| Grupo VIII | 1.27 | 1.02 | 0.17 | | | | 2.30 | -7.79 | 0.60 |
| Grupo IX | 1.34 | 1.29 | 0.85 | 0.98 | 2.45 | 0.88 | 0.22 | 5.97 | 0.03 |
| Grupo X | 1.17 | 2.32 | 0.94 | 1.46 | -0.68 | 0.71 | 0.76 | 2.18 | 0.19 |
| Grupo XI | 1.21 | 2.06 | 0.86 | 1.08 | 1.85 | 0.82 | 0.27 | 5.64 | 0.03 |

Nota 1: Números en negritas son los factores de correlación cuadrático mayores de 0.8 para grupos de 3 ó más muestras

Nota 2: Renglones con fondo gris son los grupos de 3 ó más muestras con factores de correlación cuadrático mayores de 0.8 para todas las resistencias correspondientes: cedencia, quiebre 1 y quiebre 2.

Relación de Resistencias Grupo 1 Mn

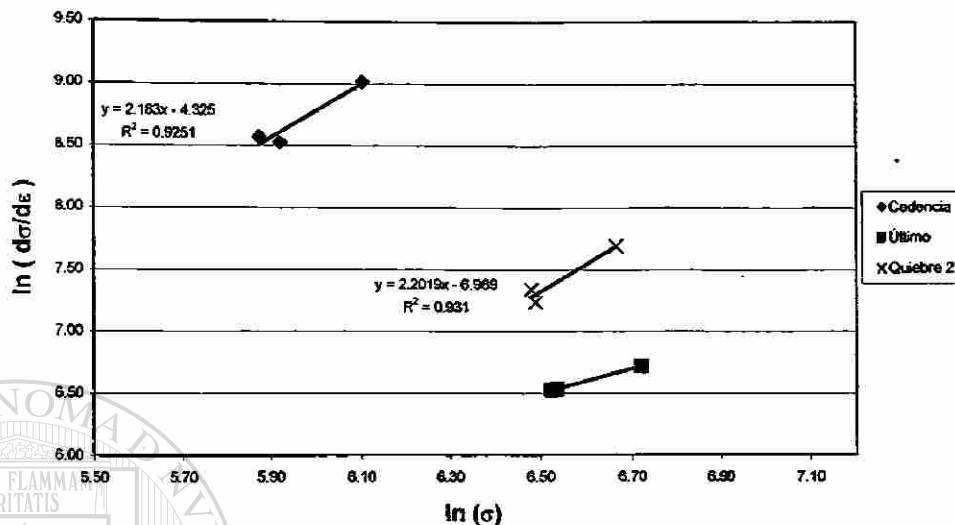


Figura 7.5(a): Relación de resistencias del Grupo 1 aceros al manganeso.

Relación de Resistencias Grupo III Mn

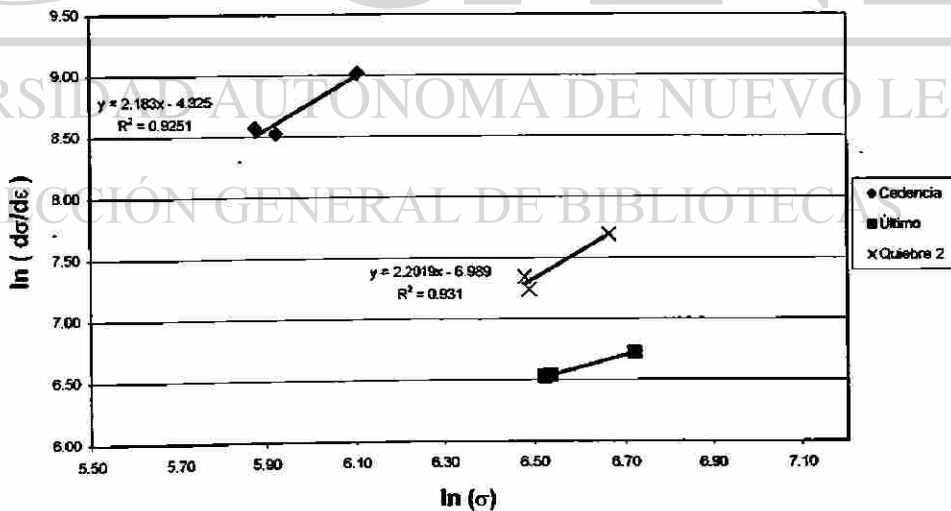


Figura 7.5(b): Relación de resistencias del Grupo III aceros al manganeso.

Relación de Resistencias Grupo IV Mn

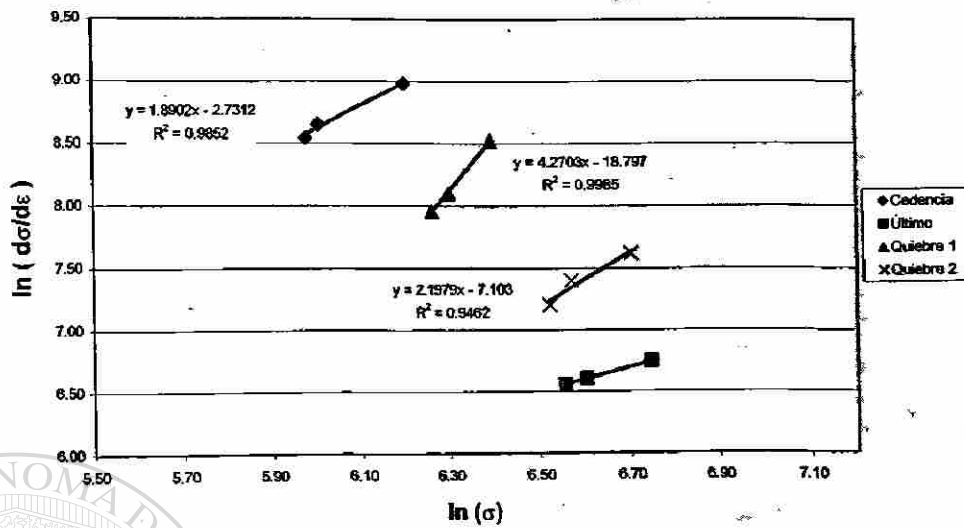


Figura 7.5(c): Relación de resistencias del Grupo IV aceros al manganeso.

Relación de esfuerzos Grupo VII Mn

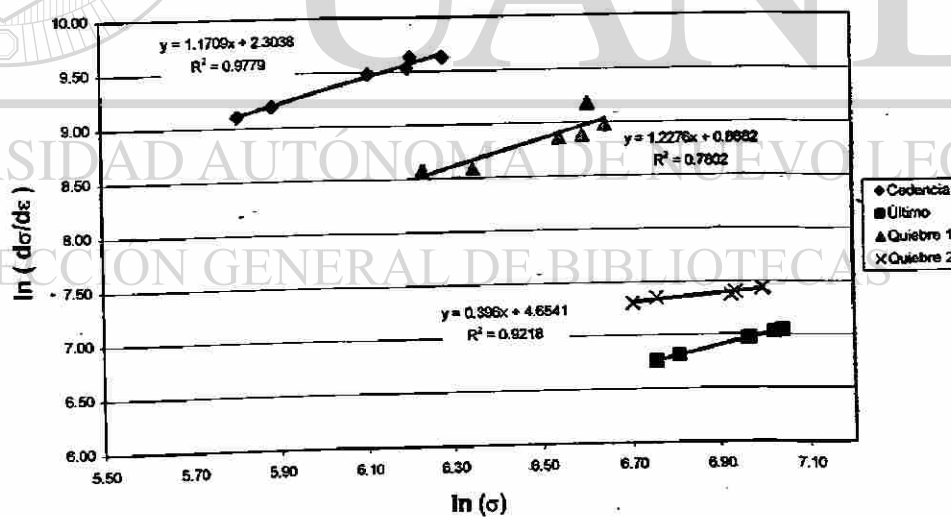


Figura 7.5(d): Relación de resistencias del Grupo VII aceros al manganeso.

**Pendiente de la curva (1- m) y constnte ln cm vs % Mn
Aceros sin tratamiento al Mn**

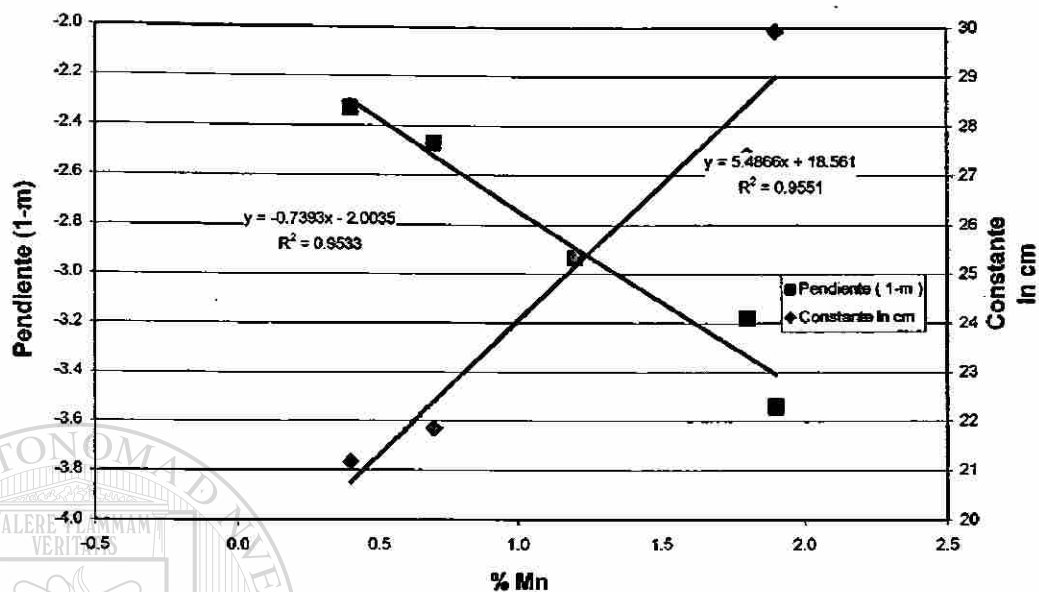


Figura 7.6: Relación entre la pendiente (1- m), la constante ln cm y el porcentaje de manganeso para el Grupo 0

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
7.2. ANÁLISIS METALOGRAFICO.

Las Tablas 7.9 y 7.10 contienen las propiedades mecánicas y los resultados cuantitativos metalográficos de la familia de aceros al silicio y al manganeso respectivamente, ordenados de acuerdo a los grupos obtenidos por las curvas $\ln(d\sigma/d\epsilon)$ vs $\ln \sigma$ y en el Apéndice H se encuentran las micrografías correspondientes.

Tabla 7.9: Análisis cuantitativo metalográfico de los grupos de acero al silicio

| Tipo de acero | Nivel | Propiedades Mecánicas | | | | | | | Fracción Volumétrica | | | Tamaño de partícula (μm) | | |
|---------------|-------|-----------------------|-------------------|-------------------------|-------------------|-------------------|------------------------------|------------------------|----------------------|----------------------|------------------------|---------------------------------------|----------------------|------------------------|
| | | $\sigma_{0.2}$ MPa | σ_u MPa | $\sigma_{0.2}/\sigma_u$ | ϵ_u % | ϵ_f % | σ_u/σ_f MPax% | Reducción de área % | f_{ferrita} | f_{bainita} | $f_{\text{austenita}}$ | d_{ferrita} | d_{bainita} | $d_{\text{austenita}}$ |
| 1 | 1C | 3469 | 5998 | 0.58 | 14.8 | 26.7 | 16.037 | 78.9 | 78% | 2.03% | 2.0% | 3.00 | 3.00 | 7.6 |
| | 5A | 4333 | 8309 | 0.52 | 17.4 | 25.0 | 20.737 | 49.3 | 84% | 4.29% | 11% | 2.297 | 6.53 | 0.3 |
| | 5B | 4147 | 7766 | 0.53 | 15.7 | 23.7 | 18.440 | 58.4 | 90% | 2.92% | 7% | 19.58 | 3.18 | 3.6 |
| | 5C | 4399 | 837.3 | 0.53 | 15.7 | 23.4 | 19.616 | 48.9 | 79% | 3.75% | 17% | 18.36 | 3.25 | 3.1 |
| 2 | 1D | 3411 | 581.1 | 0.59 | 14.8 | 26.5 | 15.379 | 75.4 | 53% | 1.58% | 49% | 20.00 | 0.30 | 25.0 |
| | 2C | 4125 | 794.8 | 0.52 | 14.8 | 22.8 | 18.147 | 58.3 | 79% | 1.80% | 19% | 17.91 | 1.59 | 10.0 |
| | 5D | 4553 | 782.2 | 0.58 | 13.1 | 20.6 | 16.141 | 60.6 | 63% | 1.90% | 36% | 13.44 | 3.20 | 28.6 |
| 3 | 1A | 3705 | 654.3 | 0.57 | 14.8 | 25.2 | 16.470 | 66.6 | 88% | 3.20% | 11% | 30.60 | 1.80 | 6.2 |
| | 1B | 3648 | 629.8 | 0.58 | 14.8 | 24.2 | 15.233 | 65.6 | 84% | 3.16% | 13% | 35.69 | 0.31 | 10.5 |
| 6 | 3B | 3369 | 797.0 | 0.42 | 17.4 | 25.0 | 19.949 | 53.9 | 87% | 3.84% | 9% | 23.24 | 1.60 | 1.0 |
| | 3C | 3369 | 796.0 | 0.42 | 19.1 | 27.8 | 22.159 | 58.1 | 90% | 2.70% | 7% | 21.29 | 1.45 | 0.2 |
| | 2B | 3640 | 694.4 | 0.52 | 16.6 | 27.0 | 18.767 | 67.2 | 82% | 1.44% | 16% | 18.43 | 2.90 | 4.4 |
| 7 | 3A | 3765 | 849.0 | 0.44 | 18.2 | 25.8 | 21.922 | 50.3 | 84% | 6.90% | 9% | 21.98 | 3.22 | 2.0 |
| | 4A | 4156 | 935.0 | 0.44 | 16.1 | 20.4 | 19.083 | 37.7 | 89% | 3.51% | 7% | 19.74 | 1.78 | 0.5 |
| 8 | 2A | 3683 | 679.5 | 0.54 | 13.1 | 21.8 | 14.946 | 67.8 | 83% | 3.02% | 14% | 20.92 | 3.95 | 4.3 |
| | 3D | 3661 | 829.2 | 0.47 | 16.6 | 24.7 | 20.492 | 51.6 | 82% | 5.23% | 13% | 16.37 | 3.29 | 3.3 |
| | 4D | 4951 | 1044.6 | 0.47 | 16.6 | 23.6 | 24.634 | 43.7 | 58% | 6.45% | 38% | 18.75 | 4.48 | 15.1 |
| 9 | 4B | 4124 | 988.5 | 0.43 | 20.4 | 28.9 | 26.073 | 42.0 | 88% | 6.50% | 9% | 19.41 | 2.22 | 1.0 |
| | 4C | 397.6 | 945.7 | 0.42 | 20.7 | 28.8 | 27.255 | 42.6 | Difícil de medir | | | 18.65 | 1.80 | 0.5 |
| | 2D | 4322 | 745.8 | 0.58 | 12.2 | 21.4 | 15.988 | 63.1 | 30% | 3.66% | 66% | 20.44 | 0.00 | 33.4 |

Tabla 7.10: Análisis cuantitativo metalográfico de los grupos de acero al manganeso.

| Grupo | Nivel | Propiedades Mecánicas | | | | | | | Fracción Volumétrica | | | Tamaño de partícula (μm) | | |
|-------|-------|-----------------------|-------------------|-------------------------|-------------------|-------------------|------------------------------|------------------------|----------------------|----------------------|------------------------|---------------------------------------|----------------------|------------------------|
| | | $\sigma_{0.2}$ MPa | σ_u MPa | $\sigma_{0.2}/\sigma_u$ | ϵ_u % | ϵ_f % | σ_u/σ_f MPax% | Reducción de área % | f_{ferrita} | f_{bainita} | $f_{\text{austenita}}$ | d_{ferrita} | d_{bainita} | $d_{\text{austenita}}$ |
| 1 | 1B | 447.9 | 815.5 | 0.55 | 13.1 | 19.6 | 15.958 | 43.1 | 79% | 9% | 13% | 24.69 | 5.76 | 1.04 |
| | 5B | 356.9 | 683.8 | 0.52 | 16.6 | 24.5 | 16.750 | 69.7 | 86% | 0.2% | 14% | 16.50 | 0.43 | 4.87 |
| | 5C | 373.8 | 677.8 | 0.55 | 14.8 | 25.0 | 16.916 | 68.1 | 86% | 1% | 14% | 17.89 | 0.34 | 4.16 |
| 2 | 1C | 405.3 | 732.7 | 0.55 | 14.8 | 23.3 | 17.178 | 61.2 | 86% | 2% | 13% | 14.51 | 3.16 | 5.70 |
| | 5A | 352.0 | 735.4 | 0.49 | 16.6 | 24.5 | 18.013 | 60.3 | 87% | 1.6% | 12% | 14.31 | 3.15 | 1.03 |
| 3 | 1D | 491.9 | 843.2 | 0.58 | 13.1 | 20.2 | 17.004 | 51.6 | 86% | 1.3% | 12% | 23.24 | 0.10 | 3.98 |
| | 5D | 442.2 | 706.5 | 0.63 | 16.6 | 26.0 | 18.387 | 70.4 | 81% | 1.2% | 17% | 17.16 | 1.60 | 14.30 |
| 4 | 1A | 405.5 | 687.7 | 0.59 | 17.4 | 27.4 | 18.829 | 68.0 | 94% | 0.0% | 6% | 25.57 | 0.00 | 5.00 |
| | 6D | 450.4 | 1,051.0 | 0.42 | 18.2 | 25.3 | 26.804 | 43.2 | 0% | 0% | 4% | 6.96 | 1.00 | 0.50 |
| | 4D | 457.7 | 966.5 | 0.47 | 12.2 | 18.0 | 17.357 | 41.7 | 70% | 5% | 25% | 7.63 | 2.72 | 2.00 |
| 5 | 4A | 318.9 | 824.8 | 0.39 | 18.0 | 23.9 | 19.683 | 42.6 | 74% | 3% | 23% | 11.47 | 2.54 | 1.00 |
| | 4B | 354.8 | 859.3 | 0.41 | 16.6 | 22.2 | 19.039 | 43.9 | 66% | 9% | 26% | 10.75 | 2.89 | 3.00 |
| 6 | 6A | 361.1 | 901.3 | 0.40 | 19.1 | 25.8 | 23.223 | 41.2 | 78% | 5% | 17% | 7.53 | 2.72 | 0.10 |
| | 4C | 333.1 | 855.9 | 0.39 | 19.9 | 28.1 | 24.074 | 51.8 | 62% | 10% | 28% | 10.75 | 2.63 | 2.22 |
| 7 | 6B | 480.2 | 1,105.7 | 0.43 | 17.4 | 22.2 | 24.521 | 27.8 | 73% | 8% | 20% | 7.69 | 2.74 | 2.00 |
| | 2C | 535.9 | 1,124.8 | 0.48 | 16.6 | 24.2 | 27.205 | 39.2 | 58% | 10% | 32% | 9.17 | 2.60 | 5.31 |
| 8 | 2A | 482.4 | 1,023.3 | 0.48 | 15.7 | 19.0 | 19.508 | 24.2 | 60% | 5% | 34% | 10.41 | 2.30 | 3.93 |
| | 2B | 489.8 | 1,077.5 | 0.45 | 15.7 | 19.8 | 21.294 | 23.1 | 65% | 11% | 23% | 10.46 | 3.07 | 4.50 |
| 9 | 6C | 486.3 | 1,125.2 | 0.44 | 17.4 | 21.3 | 23.950 | 26.6 | 72% | 11% | 16% | 9.58 | 2.92 | 1.00 |
| | 2D | 561.2 | 1,128.5 | 0.50 | 13.1 | 18.5 | 20.833 | 37.8 | 66% | 12% | 22% | 7.01 | 1.82 | 6.61 |

7.3. DISCUSIÓN MATEMÁTICA.

7.3.1. Introducción.

Varios modelos teóricos han sido propuestos para explicar el comportamiento de la deformación de los aceros multifásicos [1F] a [20F]. Un mecanismo que está basado en la acumulación de dislocaciones en un material que se deforma no homogéneamente ha sido propuesto por Ashby y es citado por Krauss [11F] como responsable de la gran razón de endurecimiento por trabajo mecánico de los aceros multifase.

La mayoría de los modelos tratan cada constituyente de la microestructura como continua y las propiedades mecánicas de cada constituyente se supone ser independiente de los otros elementos en la microestructura. Otra consideración de muchos de estos modelos es que la martensita se deforma a la misma extensión que la ferrita. Sin embargo, los resultados de varios estudios indican que la deformación de un acero multifase no es homogénea, con mayor deformación en la ferrita que en la martensita [1F] y [2F].

Varias teorías de deformación han sido propuestas en el pasado para describir el comportamiento plástico de materiales multifase; ninguna de estas es satisfactoria para aceros doble fase. A continuación se revisarán brevemente las principales características de estas teorías [1F].

Teoría micromecánica.

La teoría de Ashby, describe el efecto de una segunda fase dura y no deformable en el endurecimiento de deformación de una matriz suave, está basada en el concepto de que, con el propósito de compensar la diferencia en la deformación de la matriz y de la segunda fase, una cierta densidad de dislocaciones geoméricamente necesarias deben de ser generadas. A pesar de sus bases mecanísticas, el modelo de Ashby tiene una

aplicabilidad limitada a tales materiales como los aceros doble fase debido a las siguientes razones.

La suposición de una segunda fase no deformable no es válida ya que la martensita se deforma particularmente con la aplicación de altas cargas. Por esto el modelo de Asbhy sobrestima la densidad de dislocaciones necesarias geoméricamente por sobre estimar los esfuerzos plásticos. Para tomar en consideración la naturaleza deformable de la segunda fase y del tamaño del grano de la matriz, Karlsson y Linden han extendido la teoría de Asbhy. Su aplicación a la curva plástica de un acero ferrito-perlítico, sin embargo, explica solamente la cuarta parte del endurecimiento del trabajo medido. Ellos concluyeron que esta baja estimación del comportamiento plástico, se debió al hecho de que la contribución de las dislocaciones geoméricamente necesarias no fue grande y la transferencia de carga entre las fases tiene un importante papel.

Además, el modelo de Asbhy parece describir el comportamiento esfuerzo-deformación de las aleaciones endurecidas por dispersión a bajas temperaturas, a temperatura ambiente y superiores, la recuperación puede conducir a un comportamiento plástico dependiente del tiempo y la temperatura.

Modelo mecánico continuo.

El modelo mecánico continuo para el comportamiento de esfuerzo y deformación de agregado de dos fases cae en dos categorías. Esto son esquemas de aproximación y análisis de elemento finito. Los esquemas de aproximación basados en la teoría plástica continua han sido desarrollados para predecir el comportamiento plástico de metales endurecidos por dispersión, compósitos elástico-plástico de fibras reforzadas o compósitos de fluencia térmica (creeping) no lineal. La mayor desventaja de este modelo, además de sus limitaciones en tratar con problemas no lineales, es que se supone que los constituyentes individuales se comportan de forma uniforme siguiendo una deformación homogénea continua y plástica en cada fase. Esta es una suposición no realista puesto que el flujo plástico podría ocurrir no heterogéneamente en un grano

simple. La aplicación de análisis elastoplástico con el método de elementos finitos a materiales heterogéneos en el intervalo plástico permite cálculos de curvas esfuerzo-deformación de arreglos microestructurales específicos, proporciona que las selecciones apropiadas son hechas de los parámetros elástico, cedencia, y endurecimiento por deformación de los microconstituyentes. Aunque la técnica de los métodos de elementos finitos pudiera proporcionar información útil en los detalles de distribución local de esfuerzos y deformaciones en los microconstituyentes de los materiales heterogéneos como los aceros doble fase, la complejidad de tales aproximaciones ha probado ser una severa limitación a su utilidad.

Ley de las mezclas.

La ley de las mezclas es una expresión que predice una variación lineal de esfuerzo o deformación como una función de la fracción volumétrica de la segunda fase, ha sido aplicada a los aceros doble fase por varios investigadores. En lugar de dos extremos no realistas, esto es: la condición de isodeformación y la condición de isoefuerzo, ver Figura 7.7. Fischmeister y Karlsson [21F] y [22F] han encontrado experimentalmente, así como también sus cálculos del método de elemento finito, que la distribución de esfuerzos y deformaciones de materiales de dos fases es mejor descrita por una ley de mezclas intermedia. Tal ley intermedia de mezclas fue primero propuesta por Tamura [23F], divide ambos, el esfuerzo y la deformación, entre los constituyentes en la relación de sus fracciones volumétricas y puede ser escrita para un acero doble fase como:

$$\sigma_c = V_m \sigma_m + V_\alpha \sigma_\alpha \quad (7-1)$$

$$\epsilon_c = V_m \epsilon_m + V_\alpha \epsilon_\alpha \quad (7-2)$$

Donde V_m y V_α son fracciones volumétricas de la matriz de ferrita y de martensita, respectivamente; σ_m , ϵ_m y σ_α , ϵ_α son los esfuerzos y deformaciones verdaderos correspondientes de la matriz de ferrita y martensita, respectivamente; σ_c y

ϵ_c son los esfuerzos y deformaciones plástico del compuesto. Esta ley de las mezclas está gráficamente representada en la Figura 7.7.

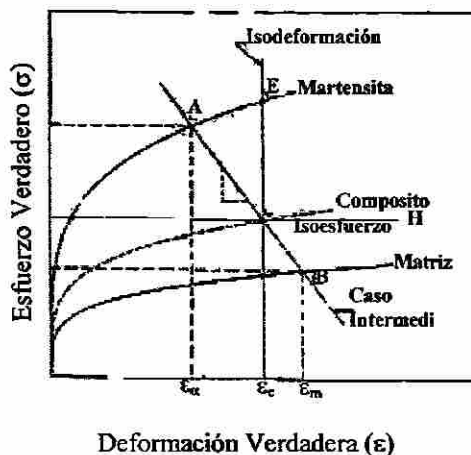


Figura 7.7: Curvas de esfuerzo-deformación de una material suave, fase matriz m ; un material duro, fase martensita α' y el compuesto de ambos.

Las ecuaciones (7-1) y (7-2) no indican nada acerca de las cantidades absolutas de la transferencia de esfuerzo y deformación. Esta cantidad es determinada solo si la pendiente q de la correspondiente línea AB es conocida. El valor de q puede ser determinado por la relación de transferencia esfuerzo a deformación:

$$q = (\sigma_{\alpha'} - \sigma_m) / (\epsilon_{\alpha'} - \epsilon_m) \quad (7-3)$$

A mayor valor de q , la situación se acerca más a la condición de isodeformación la cual es $\epsilon_m = \epsilon_{\alpha'} = \epsilon_c$ y la correspondiente línea vertical EF. Un pequeño valor de q implica una mayor deformación relativa de la matriz comparada a la de la martensita, donde $\sigma_m = \sigma_{\alpha'} = \sigma_c$, es aproximada para $q = 0$ y la correspondiente línea horizontal GH. El valor de q depende de la fracción volumétrica y la relación de esfuerzo plástico χ de las fases constituyentes, su geometría, su endurecimiento por deformación y también en su deformación aplicada. La naturaleza exacta de esta dependencia, sin embargo no es conocida. Un menor valor de q generalmente implica un valor de χ más grande. Como una regla práctica para predecir el comportamiento de deformación de estructuras de dos fases, Fischmeister y Karlsson [21F] y [22F] han encontrado

experimentalmente que la ley de mezclas dadas por las ecuaciones (7-1) y (7-2) dan resultados útiles con valores de q alrededor de 4,500 MPa. Para aleaciones de dos fases de Fe-C ellos encontraron que el valor de q variaba entre 3,000 y 11,000 MPa, y con una mayor concentración en el intervalo de 3,000 a 6,000 MPa.

A continuación se tratará de explicar los resultados obtenidos en los ensayos mecánicos considerando la ley de las mezclas, pues con el estado actual de información es el que presenta mayor aplicabilidad. También se utilizará correlaciones múltiples utilizando el paquete de computación Statgraphic Plus 5 con el propósito de interpretar la influencia que tienen los factores metalográficos en las propiedades mecánicas de los aceros multifase.

Antes de realizar el análisis conviene realizar algunos comentarios. A diferencia de la mayoría de los aceros, el comportamiento esfuerzo-deformación de los aceros multifase no puede ser aproximado a una simple función parabólica sobre el intervalo total de la deformación, esto es que los aceros multifase no exhiben un solo valor de n . Análisis con ecuaciones constitutivas han indicado que la curva esfuerzo-deformación de estos aceros podría ser dividida en hasta al menos tres regiones de deformación.

Cada una descrita por una función parabólica o valor de n . El carácter y el número de regiones o etapas depende de parámetros estructurales como tamaño de partícula y fracción volumétrica de cada fase. La existencia de más de una etapa indica que un solo mecanismo de endurecimiento no podría describir el comportamiento de endurecimiento por trabajo mecánico de todas las deformaciones.

La deformación de estructuras de dos fases según Tangri [1F] generalmente ocurre en las siguientes etapas:

Etapa 0: Ambas fases se deforman elásticamente.

Etapa 1: Solamente la fase suave se deforma plásticamente mientras la fase dura permanece elástica. Aquí según J. Chen [13F] el endurecimiento por deformación en esta etapa es controlado por dos factores: la distribución de dislocaciones en la ferrita y su densidad en ésta.

Etapa 2: Ambas fases se deforman plásticamente. Esta etapa conduce a la fractura acompañando a la decohesión en la interfase de la fractura de la fase dura.

Por otro lado, P. Ramarao [20F] ha encontrado 3 etapas de deformación en los aceros doble fase ferrita-martensita, y en un caso hasta 4, concluyendo lo siguiente:

Etapa 0: Ambas fases se deforman elásticamente.

Etapa 1: Solamente la fase suave se deforma plásticamente mientras la fase dura permanece elástica. Una deformación homogénea de la ferrita toma lugar debido a la presencia de dislocaciones móviles por los esfuerzos residuales alrededor de las partículas de martensita distribuidas uniformemente.

Etapa 2: La ferrita se deforma no homogéneamente debido a la formación de un arreglo de dislocación celular como un resultado de deslizamiento transversal y recuperación dinámica.

Etapa 3: No da explicación de este fenómeno, pero posiblemente se deba a la deformación plástica de ambas fases.

Es conveniente mencionar que Kim [19F] ha encontrado también 3 etapas de deformación en aceros doble fase.

En el presente análisis se tratará de explicar las tres etapas como el resultado de la participación de las tres fases, ferrita, fase blanca y fase oscura; aunque una verificación al respecto no se llevó a cabo.

7.3.2. Análisis de aceros al silicio.

Si se observa la Tabla 7-1 de pendientes de las curvas $\ln(\dot{\sigma}/\dot{\epsilon})$ vs. $\ln \sigma$, se encuentra que el valor más pequeño de la pendiente de la primera etapa de los aceros tratados térmicamente corresponde alrededor de -1.5, por lo que es posible adelantar que dicho valor pertenece a la pendiente de la ferrita. Tomando esto en consideración y analizando el grupo 1 perteneciente a las probetas que no fueron tratadas térmicamente, con la ayuda del solver de excel, es posible explicar la pendiente de estas muestras utilizando la ley de las mezclas tal y como lo explica la Tabla 7.11.

Tabla 7.11: Determinación de la pendiente de la perlita de los aceros al silicio sin tratamiento térmico por la ley de las mezclas.

| Familia | Fracción volumétrica | | Pendiente | | | |
|----------------|----------------------|--------------|----------------------|----------------------|-----------|-------|
| | Ferrita % | Perlita % | Ferrita Calculada | Perlita Calculada | Curva | |
| | | | | | Calculada | Real |
| 1 | 0.92 | 0.08 | -1.49 | -10.45 | -2.24 | -2.24 |
| 2 | 0.86 | 0.14 | -1.25 | -10.15 | -2.46 | -2.46 |
| 5 | 0.92 | 0.08 | -1.87 | -10.74 | -2.54 | -2.54 |
| 3 | 0.85 | 0.15 | -1.33 | -10.18 | -2.66 | -2.66 |
| 4 | 0.87 | 0.13 | -1.77 | -10.22 | -2.91 | -2.91 |
| Promedio total | | | -1.62 | -10.40 | | |

El valor promedio de la pendiente de la ferrita oscila en -1.6 y el de la perlita alrededor de -11. suponiendo que la bainita también se comporta de manera similar a la perlita y conservando el orden de magnitud de dicho valor es posible explicar por medio

de la ley de mezclas, aplicada a tres fases, las pendientes de los otros grupos correspondientes a los que se les aplicó tratamientos térmicos, como se presenta en la Tabla 7.12.

Tabla 7.12: Ley de las mezclas aplicada a las pendientes de los grupos de acero al silicio.

| Grupo | Nivel | Fracción Volumétrica | | | Pendiente | | | | | | |
|-------|-------|-------------------------|---------------------|------------------------|-------------------------|---------------------|------------------------|-----------|--------|--------------|--------|
| | | $f_{\text{martensita}}$ | f_{blanca} | $f_{\text{austenita}}$ | Supuesto de Fase | | | Ponderado | | | |
| | | | | | $f_{\text{martensita}}$ | f_{blanca} | $f_{\text{austenita}}$ | Calculado | | Experimental | |
| 2 | 3 | 2 | 3 | 2 | 3 | | | | | | |
| 1 | 1C | 78.0% | 2.1% | 19.9% | -1.61 | -900 | -11 | -3.45 | -22.20 | -2.57 | -35.51 |
| | 5A | 84.3% | 4.3% | 11.4% | -1.61 | -900 | -11 | -2.61 | -41.20 | -2.51 | -39.31 |
| | 5B | 90.2% | 2.9% | 6.9% | -1.61 | -900 | -11 | -2.21 | -28.51 | -2.47 | -37.66 |
| | 5C | 79.3% | 3.7% | 17.0% | -1.61 | -900 | -11 | -3.15 | -36.87 | -2.61 | -38.22 |
| 2 | 1D | 50.1% | 1.6% | 48.4% | -1.61 | -900 | -5 | -3.22 | -17.29 | -2.28 | -19.35 |
| | 2C | 78.9% | 1.8% | 19.3% | -1.61 | -900 | -5 | -2.24 | -18.43 | -2.47 | -17.04 |
| | 5D | 63.3% | 1.9% | 34.8% | -1.61 | -900 | -5 | -2.76 | -19.86 | -3.07 | -18.67 |
| 3 | 1A | 85.6% | 3.2% | 11.0% | -1.61 | -900 | -11 | -2.59 | -31.41 | -2.26 | -30.12 |
| | 1B | 84.0% | 3.2% | 12.8% | -1.61 | -900 | -11 | -2.76 | -31.21 | -2.34 | -31.25 |
| 6 | 3B | 87.1% | 3.8% | 9.1% | -1.61 | -300 | -15 | -2.76 | -14.27 | -2.86 | -11.82 |
| | 3C | 90.2% | 2.7% | 7.1% | -1.61 | -300 | -15 | -2.52 | -10.61 | -2.41 | -12.00 |
| | 2B | 82.3% | 1.4% | 16.2% | -1.61 | -300 | -15 | -3.76 | -8.08 | -2.50 | -10.99 |
| 7 | 3A | 83.7% | 6.9% | 9.4% | -1.61 | -300 | -15 | -2.76 | -23.47 | -2.96 | -14.80 |
| | 4A | 89.5% | 3.5% | 7.0% | -1.61 | -300 | -15 | -2.49 | -13.03 | -3.05 | -14.65 |
| 8 | 2A | 82.8% | 3.0% | 14.1% | -1.61 | -200 | -11 | -2.89 | -8.92 | -2.71 | -16.55 |
| | 3D | 81.6% | 5.2% | 13.1% | -1.61 | -200 | -11 | -2.76 | -13.22 | -2.72 | -14.25 |
| | 4D | 55.1% | 6.5% | 38.4% | -1.61 | -200 | -11 | -5.11 | -18.02 | -3.68 | -14.52 |
| 9 | 4B | 84.6% | 6.5% | 8.9% | -1.61 | -75 | -14 | -2.60 | -7.48 | -2.71 | -7.41 |
| | 4C | Difícil de medir | | | -1.61 | -75 | -14 | | | -2.61 | -7.92 |
| | 2D | 30.0% | 3.6% | 66.4% | -1.61 | -900 | -5 | -3.80 | -36.61 | -4.92 | -34.94 |

El valor resultante de la pendiente de la fase blanca, correspondiente a la martensita y a la austenita asciende a una cantidad bastante alta de hasta -900 . Para poder comprobar este valor es necesario producir probetas con diferentes contenidos de C y aplicarles un tratamiento de temple normal para producir 100% de martensita y de esta manera poder efectuar su caracterización.

Para explicar la variación de magnitud de la pendiente de la fase blanca desde -900 hasta -75 es necesario determinar con precisión su composición química y su morfología.

Mediante el análisis de regresión múltiple aplicado a las muestras sin tratamiento térmico pertenecientes al grupo 0 se demuestra la justificación de la ley de las mezclas

como lo presenta la Tabla 7.13, aquí se optimiza el coeficiente R^2 ajustado a su máximo valor.

Tabla 7.13: Análisis de regresión múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al silicio sin tratamiento térmico.

| Factor | $\sigma_{0.2}$ | σ_u | ϵ_u | ϵ_t |
|-----------------------------|----------------|------------|--------------|--------------|
| Constante | 4,836 | 13,955 | -520 | 75 |
| % Si | 112 | 186 | -5 | -4 |
| f_{oscura} | -4,625 | -14,136 | 577 | 0 |
| f_{ferrita} | -4,604 | -13,429 | 550 | 0 |
| $d_{\text{ferrita}}^{-0.5}$ | 0 | 0 | 0 | -146 |
| R^2 | 99.95 | 99.98 | 96.93 | 99.84 |
| R^2 ajustado | 99.81 | 99.90 | 87.72 | 99.68 |

Tanto $\sigma_{0.2}$, σ_u y ϵ_u son función del contenido de silicio y la fracción volumétrica de las fases de ferrita y de perlita (fase oscura). Éstas dos últimas lo afectan con mayor impacto.

Se considera que la cedencia intrínseca de la ferrita es de 150 MPa, una resistencia última de 280 MPa y una deformación última de 35% [24F]; y para la perlita una resistencia a la cedencia de 100 MPa, una resistencia última de 1,000 MPa y una deformación última de 10%, es posible explicar el comportamiento mecánico de los aceros sin tratar por la ley de las mezclas al añadir a cada fase el efecto que tiene el tamaño de partícula y el efecto que tiene el endurecimiento por solución en la ferrita el silicio y del manganeso; como se explica en la Tabla 7.14.

Tabla 7.14: Explicación de las propiedades mecánicas de los aceros al silicio sin tratamiento térmico por la ley de las mezclas.

| Cálculo de σ_u por la ley de las mezclas | | | | | | | | | |
|---|------------|-----------------------------|---------------------------------|-------|------------|---------------------------------|-------|-----------|--------------|
| Familia | Ferrita | | | | Perita | | | Ponderado | |
| | Intrínseco | Tamaño Grano ⁽¹⁾ | $\Delta\sigma_s$ ⁽²⁾ | Total | Intrínseco | Tamaño Partícula ⁽¹⁾ | Total | Calculado | Experimental |
| 1 | 280 | 130 | 20 | 430 | 1,000 | 271 | 1,271 | 490 | 469 |
| 2 | 280 | 162 | 48 | 489 | 1,000 | 261 | 1,261 | 567 | 570 |
| 5 | 280 | 142 | 68 | 490 | 1,000 | 303 | 1,303 | 547 | 576 |
| 3 | 280 | 146 | 126 | 552 | 1,000 | 244 | 1,244 | 628 | 685 |
| 4 | 280 | 143 | 191 | 614 | 1,000 | 240 | 1,240 | 672 | 763 |

| Cálculo de $\sigma_{0.2}$ por la ley de las mezclas | | | | | | | | | |
|---|------------|--------------|------------------|-------|------------|------------------|-------|-----------|--------------|
| Familia | Ferrita | | | | Perita | | | Ponderado | |
| | Intrínseco | Tamaño Grano | $\Delta\sigma_s$ | Total | Intrínseco | Tamaño Partícula | Total | Calculado | Experimental |
| 1 | 150 | 130 | 20 | 300 | 100 | 271 | 371 | 300 | 231 |
| 2 | 150 | 162 | 48 | 359 | 100 | 261 | 361 | 343 | 298 |
| 5 | 150 | 142 | 68 | 360 | 100 | 303 | 403 | 360 | 298 |
| 3 | 150 | 146 | 126 | 422 | 100 | 244 | 344 | 393 | 378 |
| 4 | 150 | 143 | 191 | 484 | 100 | 240 | 340 | 447 | 442 |

| Cálculo de σ_s por la ley de las mezclas | | | | | | | |
|---|---------|-------|--|--------|-------|-----------|--------------|
| Familia | Ferrita | | | Perita | | Ponderado | |
| | | | | | | Calculado | Experimental |
| 1 | | 35.00 | | | 10.00 | 32.2 | 32.2 |
| 2 | | 35.00 | | | 10.00 | 30.2 | 30.0 |
| 5 | | 35.00 | | | 10.00 | 32.8 | 30.0 |
| 3 | | 35.00 | | | 10.00 | 29.9 | 26.2 |
| 4 | | 35.00 | | | 10.00 | 30.5 | 26.2 |

(1).-Según el libro del acero de Sillac [24F]: Incremento de resistencia por tamaño de grano o partícula $\Delta\sigma_s = 22d^{0.5}$

(2).-Según el libro del acero de Sillac [24F]: Incremento de resistencia por solución $\Delta\sigma_s = 32\%Mn + 83\%Si$

De manera similar al análisis de las pendientes es posible efectuar por la ley de las mezclas un cálculo que explique la resistencia última de las probetas correspondientes a los grupos estudiados al combinar la resistencia última de la ferrita con diferentes valores de resistencia última de la fase oscura y blanca, Tabla 7.15. Comparando esta información con la Tabla 7.12 se observa una tendencia equivalente entre las magnitudes de las pendientes y la de las resistencias mecánicas de las fases. Por ejemplo, para la fase blanca a mayor pendiente mayor resistencia y, en forma similar, para la fase oscura. Obviamente es necesario realizar más trabajo de investigación para comprobar la resistencia mecánica de cada fase con su correspondiente naturaleza: composición química y morfología.

Tabla 7.15: Explicación de la resistencia última de los grupos de acero al silicio por la ley de las mezclas.

| Grupo | Nivel | Ferrita | | | Total | Fase blanca | Fase oscura | | | σ_u | |
|-------|-------|------------|--------------------------------|---------------------------------|-------|-------------|-------------|------------------------------------|-------|------------|--------------|
| | | Intrínseco | Tamaño de Grano ⁽¹⁾ | $\Delta\sigma_s$ ⁽²⁾ | | | Intrínseco | Tamaño de Partícula ⁽¹⁾ | Total | Calculado | Experimental |
| 1 | 1C | 280 | 127 | 20 | 427 | 2,600 | 1,600 | 252 | 1,852 | 756 | 600 |
| | 5A | 280 | 145 | 68 | 494 | 2,600 | 1,600 | 1,270 | 2,870 | 854 | 831 |
| | 5B | 280 | 157 | 68 | 506 | 2,600 | 1,600 | 364 | 1,964 | 667 | 777 |
| | 5C | 280 | 162 | 68 | 511 | 2,600 | 1,600 | 391 | 1,991 | 841 | 837 |
| 2 | 1D | 280 | 156 | 20 | 456 | 2,600 | 1,200 | 139 | 1,339 | 917 | 581 |
| | 2C | 280 | 164 | 48 | 492 | 2,600 | 1,200 | 220 | 1,420 | 709 | 795 |
| | 5D | 280 | 190 | 68 | 538 | 2,600 | 1,200 | 128 | 1,328 | 852 | 782 |
| 3 | 1A | 280 | 126 | 20 | 426 | 2,600 | 1,600 | 278 | 1,878 | 655 | 654 |
| | 1B | 280 | 116 | 20 | 417 | 2,600 | 1,600 | 214 | 1,814 | 665 | 630 |
| 6 | 3B | 280 | 144 | 126 | 550 | 2,000 | 2,000 | 696 | 2,696 | 801 | 797 |
| | 3C | 280 | 151 | 126 | 557 | 2,000 | 2,000 | 1,556 | 3,556 | 809 | 796 |
| | 2B | 280 | 162 | 48 | 490 | 2,000 | 2,000 | 331 | 2,331 | 810 | 694 |
| 7 | 3A | 280 | 148 | 126 | 555 | 2,000 | 2,000 | 492 | 2,492 | 837 | 849 |
| | 4A | 280 | 157 | 191 | 628 | 2,000 | 2,000 | 984 | 2,984 | 841 | 935 |
| 8 | 2A | 280 | 152 | 48 | 480 | 1,400 | 1,600 | 333 | 1,933 | 713 | 679 |
| | 3D | 280 | 172 | 126 | 578 | 1,400 | 1,600 | 382 | 1,982 | 805 | 829 |
| | 4D | 280 | 161 | 191 | 632 | 1,400 | 1,600 | 179 | 1,779 | 1,122 | 1,045 |
| 9 | 4B | 280 | 158 | 191 | 629 | 2,600 | 2,000 | 696 | 2,696 | 940 | 968 |
| | 4C | 280 | 161 | 191 | 632 | 2,600 | 2,000 | 984 | 2,984 | | 946 |
| | 2D | 280 | 154 | 48 | 481 | 2,600 | 700 | 120 | 820 | 784 | 746 |

(1)-Según el libro del acero de Sullac: Incremento de resistencia por tamaño de grano o partícula $\Delta\sigma_s = 22d^{0.5}$

(2)-Según el libro del acero de Sullac: Incremento de resistencia por solución $\Delta\sigma_s = 32\%Mn + 83\%Si$

Aplicar análisis de regresión múltiple a los Grupo 1, 2, 3, III y V resulta no conveniente por lo pequeño del tamaño de la muestra de cada grupo, sin proporcionar suficientes datos para elaborar el análisis de variancia. Sin embargo es posible aplicarlo al grupo IV, los resultados se encuentran en la Tabla 7.16.

Tabla 7.16: Análisis de regresión múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al silicio del grupo IV.

| Factor | $\sigma_{0.2}$ | σ_u | σ_{k2} | ϵ_u | ϵ_t | ϵ_{k2} |
|----------------------|----------------|------------|---------------|--------------|--------------|-----------------|
| Constante | -25.98 | -347.64 | -342.45 | 14.12 | 48.44 | 18.31 |
| f_{blanca} | 1,974.82 | 4,850.88 | 5,209.01 | 0.00 | 0.00 | 0.00 |
| $f_{ferrita}$ | 118.83 | 385.22 | 373.50 | 0.00 | -11.16 | 0.00 |
| $d_{ferrita}^{-0.5}$ | 1,295.03 | 2,975.15 | 2,842.36 | 0.00 | -66.86 | -25.07 |
| $d_{blanca}^{-0.5}$ | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | -1.44 | -0.77 |
| $d_{oscura}^{-0.5}$ | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 1.93 | 0.00 | 1.84 |
| R^2 | 93.86 | 93.88 | 93.92 | 74.19 | 72.79 | 92.03 |
| R^2 ajustado | 90.18 | 90.21 | 90.27 | 70.50 | 59.46 | 87.25 |

De estos resultados se desprende que las resistencias mecánicas, $\sigma_{0.2}$, σ_u y σ_{k2} , tienen una alta dependencia de la fracción volumétrica de la ferrita y de la fase blanca, martensita o austenita, así como también del tamaño de grano ferrítico.

Con el propósito de contar con suficiente cantidad de datos para el análisis estadístico de correlación múltiple, se aplicó el método a todos los grupos de los aceros al silicio, Tabla 7.17. El tamaño de partícula de las fases no tiene influencia ya que su variación entre los diferentes ensayos no es muy marcada. Curiosamente, y posiblemente por la misma razón, la fracción de fase blanca no tiene influencia en la resistencia mecánica, $\sigma_{0.2}$ y σ_u . La relación $\sigma_{0.2} / \sigma_u$ presenta el máximo R^2 ajustado seguido por el de σ_u , ambos arriba del 90%. En el nivel de 80% se encuentran $\sigma_{0.2}$ y $\sigma_u \times \epsilon_t$, los demás están por debajo de este valor y no es conveniente considerarlos, en el Apéndice D se encuentra el detalle de este análisis.

Tabla 7.17: Factores y R^2 ajustada de correlación múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al silicio.

| Coficiente | $\sigma_{0.2}$ | σ_{k1} | σ_{k2} | σ_u | ϵ_u | ϵ_t | ϵ_{k1} | ϵ_{k2} | $\sigma_u \times \epsilon_t$ | $\sigma_{0.2} / \sigma_u$ |
|----------------------|----------------|---------------|---------------|------------|--------------|--------------|-----------------|-----------------|------------------------------|---------------------------|
| Constante | 1,451.48 | | 2,785.80 | 2,731.75 | 49.59 | 245.86 | | 67.72 | 247,737.00 | 0.46 |
| f_{oscuro} | -1,322.69 | | -2,392.45 | -2,351.56 | -51.19 | -248.36 | | -1.39 | -266,028.00 | 0.08 |
| %C | 1,727.07 | | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | | 0.00 | 0.00 | 2.26 |
| $f_{ferrita}$ | -1,330.11 | | -2,313.42 | -2,274.51 | -44.78 | -242.41 | | -71.20 | -257,890.00 | 0.00 |
| f_{blanca} | 0.00 | | 0.00 | 0.00 | 0.00 | -214.65 | | 0.00 | -154,497.00 | 0.00 |
| %Mn | -453.16 | | -432.68 | -355.14 | 0.00 | 12.11 | | 39.16 | 0.00 | -0.30 |
| %Si | 44.60 | | 146.30 | 148.69 | 0.00 | -3.58 | | 1.84 | 0.00 | -0.03 |
| Temperatura | 0.32 | | 0.58 | 0.42 | 0.01 | 0.02 | | 0.01 | 31.01 | 0.00 |
| $d_{oscuro}^{-0.5}$ | 0.00 | | 0.00 | 0.00 | 1.30 | 1.17 | | 0.00 | 1,097.83 | -0.01 |
| $d_{ferrita}^{-0.5}$ | 0.00 | | -603.13 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | | -76.47 | 0.00 | 0.00 |
| $d_{blanca}^{-0.5}$ | 0.00 | | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | | 0.00 | 0.00 | 0.00 |
| R^2 | 88.19 | | 94.58 | 95.64 | 73.42 | 58.65 | | 82.30 | 86.28 | 96.34 |
| R^2 ajustado | 82.28 | | 91.87 | 93.97 | 65.83 | 32.34 | | 73.45 | 81.00 | 94.94 |

En las Figuras 7.8 y 7.9 se encuentran la relación de la variable calculada y experimental para σ_u y $(\sigma_{0.2}/\sigma_u)$ observándose su alto nivel de correspondencia.

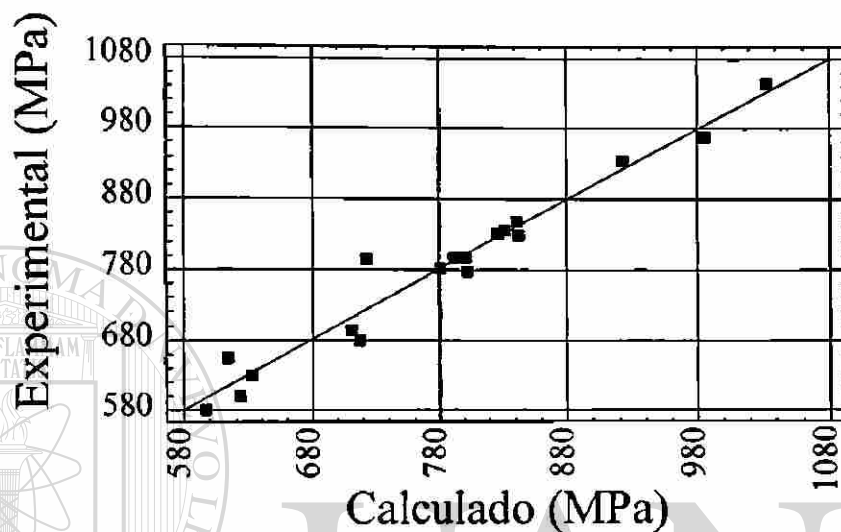


Figura 7.8: Relación del valor experimental vs calculado del σ_u de los aceros al silicio.

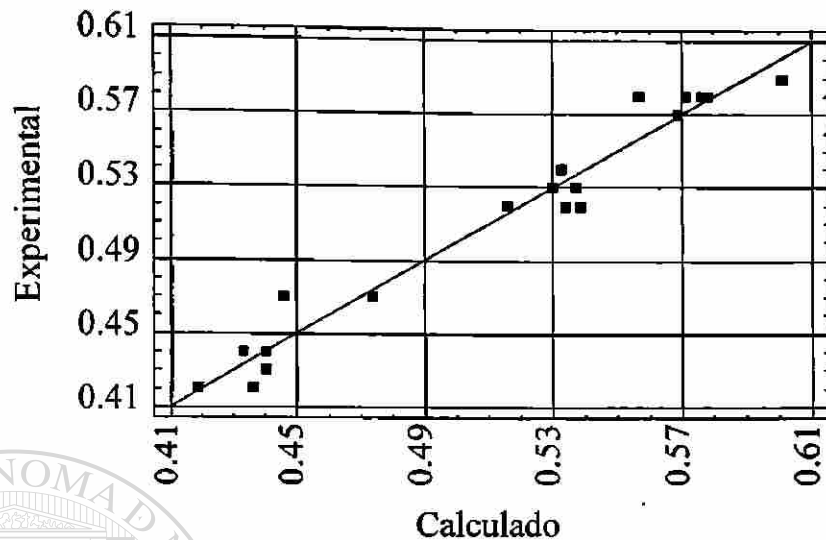


Figura 7.9: Relación del valor experimental vs calculado del $(\sigma_{0.2} / \sigma_u)$ de los aceros al silicio.

La Figura 7.10 muestra la comparación entre la deformación máxima uniforme, ϵ_u^c , utilizando la ecuación (1-34), (considerando ϵ_0 como el promedio de los ϵ_0 para la 1ª etapa en las muestras de 2 etapa y los ϵ_0 para la 2ª etapa en las muestras de 3 etapas de 0.010 y para σ_k/σ_u como el promedio correspondiente de 0.96) contra los valores de la deformación máxima uniforme experimental, ϵ_u^e para los aceros al silicio. En el Apéndice F se encuentra el desglose de los valores. Puede ser concluido que la ecuación (1-34) predice en forma aproximada los resultados obtenidos.

Cabe mencionar que la relación σ_k/σ_u de 0.96 obtenida en este trabajo difiere del valor obtenido por J. Chen [13F] de 0.87.

7.3.3. Análisis de aceros al manganeso.

Si se observa la Tabla 7-5, de pendientes de las curvas $\ln (d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$, el valor más pequeño de la pendiente de la primera etapa de los aceros tratados

térmicamente corresponde alrededor de -1.5 , por lo que es posible concluir que dicho valor pertenece a la pendiente de la ferrita, tal como se encontró para la familia de aceros al silicio. Tomando esto en consideración y analizando el grupo 1 perteneciente a las probetas que no fueron tratadas térmicamente es posible explicar la pendiente de estas muestras utilizando la ley de las mezclas tal y como lo explica la Tabla 7.18.

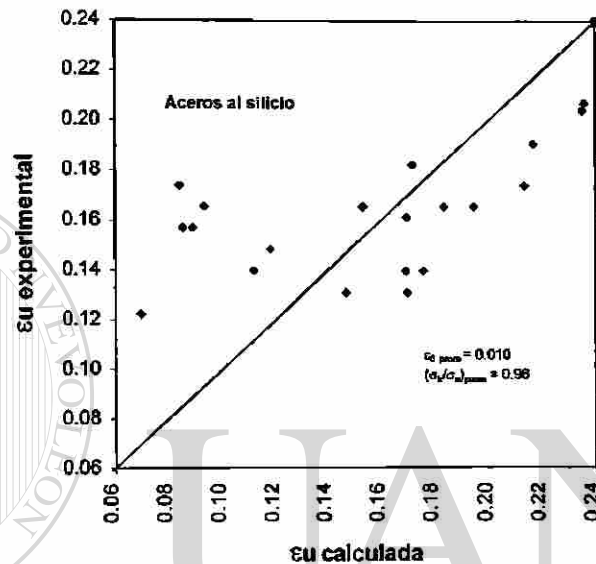


Figura 7.10: Comparación la deformación uniforme máxima entre ϵ_u^c calculada y ϵ_u^e experimental usando la ecuación (1-34) para aceros al silicio.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Tabla 7.18: Determinación de la pendiente de la perlita de los aceros al manganeso sin tratamiento térmico por la ley de las mezclas.

| Familia | Fracción volumétrica | | | Pendiente | | | Curva | |
|---------------------------------|----------------------|-------------|---------|-------------------|-------------|-------------------|-----------|-------|
| | Ferrita | Fase blanca | Perlita | Ferrita Calculada | Fase blanca | Perlita Calculada | Calculada | Real |
| 1 | 0.87 | 0.00 | 0.13 | -1.03 | | -10.97 | -2.33 | -2.33 |
| 5 | 0.92 | 0.00 | 0.08 | -1.73 | | -11.05 | -2.47 | -2.47 |
| 6 | 0.79 | 0.00 | 0.21 | -1.32 | | -10.00 | -3.18 | -3.18 |
| 4 | 0.88 | 0.00 | 0.12 | -1.84 | | -11.09 | -2.93 | -2.93 |
| 2 | 0.66 | 0.03 | 0.31 | -1.20 | -40.80 | -5.00 (1) | -3.54 | -3.54 |
| Promedio de Familia 1, 5, 6 y 4 | | | | -1.48 | | -10.78 | | |

(1).- Lo más probable es bainita

El valor promedio de la pendiente de la ferrita oscila en -1.5 y el de la perlita alrededor de -11 . Suponiendo que la bainita también se comporta de manera similar a la perlita y, conservando el orden de magnitud de dicho valor, es posible explicar por medio de la ley de mezclas, aplicada a tres fases, las pendientes de los otros grupos correspondientes a los que se les aplicó tratamientos térmicos, como se presenta en la Tabla 7.19.

Tabla 7.19: Ley de las mezclas aplicada a las pendientes de los grupos de acero al manganeso

| Grupo | Nivel | Fracción Volumétrica | | | Pendiente | | | | | | | |
|-------|-------|----------------------|----------------|--------------|------------------|--------------|--------------|-----------|--------|--------------|--------|--|
| | | $f_{ferrita}$ | f_{blanca} | f_{oscura} | Supuesto de Fase | | | Ponderado | | | | |
| | | | | | $f_{ferrita}$ | f_{blanca} | f_{oscura} | Calculado | | Experimental | | |
| 2 | 3 | 2 | 3 | | | | | | | | | |
| 1 | 1B | 78.6% | 8.6% | 12.8% | -1.5 | -200 | -11 | -2.59 | -19.85 | -2.36 | -17.88 | |
| | 5B | 86.0% | 0.2% | 13.7% | -1.5 | -1200 | -11 | -2.80 | -5.43 | -2.26 | -20.98 | |
| | 5C | 85.9% | 0.7% | 13.8% | -1.5 | -1200 | -11 | -2.80 | -10.98 | -2.17 | -14.95 | |
| 2 | 1C | 85.9% | 1.6% | 12.8% | -1.5 | -1400 | -11 | -2.69 | -25.53 | -2.60 | -25.51 | |
| | 5A | 86.9% | 1.6% | 11.5% | -1.5 | -1400 | -11 | -2.57 | -24.86 | -2.50 | -32.07 | |
| 3 | 1D | 86.9% | 1.3% | 12.3% | -1.5 | -1400 | -11 | -2.66 | -20.15 | -2.95 | -20.69 | |
| | 5D | 81.4% | 1.2% | 17.4% | -1.5 | -1400 | -11 | -3.13 | -20.12 | -2.80 | -19.92 | |
| 4 | 1A | 94.9% | 0.0% | 5.5% | -1.5 | -800 | -11 | -2.02 | -2.02 | -3.81 | -19.42 | |
| | 6D | | Cócil de medir | | -1.5 | -800 | -11 | | | -3.72 | -14.47 | |
| | 4D | 70.0% | 4.9% | 25.1% | -1.5 | -300 | -11 | -3.81 | -18.50 | -3.62 | -18.57 | |
| 5 | 4A | 73.9% | 3.4% | 22.7% | -1.5 | -300 | -6 | -2.47 | -12.68 | -2.67 | -16.60 | |
| | 4B | 65.8% | 8.5% | 25.6% | -1.5 | -200 | -6 | -2.63 | -19.54 | -2.88 | -18.44 | |
| 6 | 6A | 77.7% | 5.0% | 17.3% | -1.5 | -200 | -11 | -3.07 | -13.15 | -3.05 | -10.68 | |
| | 4C | 61.7% | 9.9% | 28.4% | -1.5 | -200 | -11 | -4.05 | -23.94 | -2.71 | -10.22 | |
| 7 | 6B | 72.5% | 7.8% | 19.7% | -1.5 | -80 | -18 | -4.64 | -10.84 | -4.13 | -8.00 | |
| | 2C | 58.3% | 9.7% | 32.0% | -1.5 | -80 | -18 | -6.64 | -14.38 | -4.47 | -9.63 | |
| 8 | 2A | 60.5% | 5.4% | 34.1% | -1.5 | -120 | -11 | -4.66 | -11.18 | -4.56 | -11.58 | |
| | 2B | 65.4% | 11.3% | 23.3% | -1.5 | -120 | -11 | -3.54 | -12.16 | -4.81 | -11.39 | |
| 9 | 6C | 72.5% | 11.1% | 16.4% | -1.5 | -120 | -18 | -4.03 | -17.41 | -4.42 | -16.00 | |
| | 2D | 65.3% | 12.2% | 22.4% | -1.5 | -120 | -18 | -5.02 | -19.71 | -4.64 | -17.87 | |

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El valor resultante de la pendiente de la fase blanca, correspondiente a la martensita y a la austenita asciende a una cantidad bastante alta de hasta -1400 . Para poder comprobar este valor es necesario producir probetas con diferentes contenidos de C y aplicarles un tratamiento de temple normal para producir 100% de martensita y de esta manera poder efectuar su caracterización.

A diferencia de los aceros al silicio el uso del análisis de regresión múltiple aplicado a las muestras sin tratamiento térmico pertenecientes al grupo 0 no demuestra la justificación de la ley de las mezclas, porque se dispone de poca cantidad de datos, ya que la muestra de 1.9% de Mn posee una buena cantidad de martensita no habiendo sinergia con las otras cuatro. La Tabla 7.20 muestra el análisis incluyendo las cinco muestras:

Tabla 7.20: Análisis de regresión múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al manganeso sin tratamiento térmico.

| Factor | $\sigma_{0.2}$ | σ_u | ϵ_u | ϵ_t |
|----------------------|----------------|------------|--------------|--------------|
| Constante | -122.37 | 575.73 | 23.12 | 40.53 |
| % Mn | 138.58 | | -4.21 | -3.47 |
| $d_{oscuro}^{-0.5}$ | 979.51 | | 23.99 | 11.37 |
| $f_{ferrita}$ | | -227.55 | | |
| $d_{ferrita}^{-0.5}$ | | 836.53 | | |
| R^2 | 98.70 | 97.63 | 99.15 | 98.50 |
| R^2 ajustado | 97.40 | 95.25 | 98.26 | 97.13 |

Para este análisis $\sigma_{0.2}$, ϵ_u y ϵ_t son funciones del contenido de Mn y del tamaño de partícula de la fase oscura, más no así el σ_u .

Considerando para la ferrita una resistencia a la cedencia intrínseca de la ferrita de 150 MPa, una resistencia última de 280 MPa y una deformación última de 35% [24F]; para la perlita una resistencia a la cedencia de 100 MPa, una resistencia última de 1,000 MPa y una deformación última de 10% [24F] es posible explicar el comportamiento mecánico de los aceros sin tratar por la ley de las mezclas al añadir a cada fase el efecto que tiene el tamaño de partícula y el efecto que tiene el endurecimiento por dilución en la ferrita el silicio y del manganeso; como se explica en la Tabla 7.21:

Tabla 7.21: Explicación de las propiedades mecánicas de los aceros al manganeso sin tratamiento térmico por la ley de las mezclas.

| Cálculo de σ_{11} por la ley de las mezclas | | | | | | | | | | |
|--|------------|-----------------------------|---------------------------------|-------|-------------|------------|---------------------------------|-------|-----------|--------------|
| Familia | Ferrita | | | | Fase blanca | Perita | | | Ponderado | |
| | Intrínseco | Tamaño Grano ⁽¹⁾ | $\Delta\sigma_s$ ⁽²⁾ | Total | | Intrínseco | Tamaño Partícula ⁽¹⁾ | Total | Calculado | Experimental |
| 1 | 280 | 138 | 52 | 471 | 2,600 | 800 | 256 | 1,056 | 568 | 555 |
| 5 | 280 | 150 | 56 | 466 | 2,600 | 800 | 273 | 1,073 | 554 | 537 |
| 4 | 280 | 200 | 79 | 559 | 2,600 | 800 | 289 | 1,089 | 640 | 630 |
| 6 | 280 | 228 | 127 | 634 | 2,600 | 800 | 226 | 1,026 | 731 | 683 |
| 2 | 280 | 245 | 118 | 643 | 2,600 | 800 | 247 | 1,047 | 836 | 721 |

| Cálculo de σ_{12} por la ley de las mezclas | | | | | | | | | | |
|--|------------|--------------|------------------|-------|-------------|------------|------------------|-------|-----------|--------------|
| Familia | Ferrita | | | | Fase blanca | Perita | | | Ponderado | |
| | Intrínseco | Tamaño Grano | $\Delta\sigma_s$ | Total | | Intrínseco | Tamaño Partícula | Total | Calculado | Experimental |
| 1 | 150 | 138 | 52 | 341 | 1,000 | 200 | 256 | 456 | 360 | 290 |
| 5 | 150 | 150 | 56 | 356 | 1,000 | 200 | 273 | 473 | 370 | 370 |
| 4 | 150 | 200 | 79 | 429 | 1,000 | 200 | 289 | 489 | 438 | 443 |
| 6 | 150 | 228 | 127 | 504 | 1,000 | 200 | 226 | 426 | 485 | 448 |
| 2 | 150 | 245 | 118 | 513 | 1,000 | 200 | 247 | 447 | 505 | 490 |

| Cálculo de ϵ_{11} por la ley de las mezclas | | | | | | | |
|--|---------|--|-------------|--------|----|-----------|--------------|
| Familia | Ferrita | | Fase blanca | Perita | | Ponderado | |
| | | | | | | Calculado | Experimental |
| 1 | 35 | | 3 | 10 | 31 | 30 | |
| 5 | 35 | | 3 | 10 | 32 | 30 | |
| 4 | 35 | | 3 | 10 | 31 | 28 | |
| 6 | 35 | | 3 | 10 | 29 | 23 | |
| 2 | 35 | | 3 | 10 | 25 | 24 | |

(1).-Según el libro del acero de Sotac [24F]: Incremento de resistencia por tamaño de grano o partícula $\Delta\sigma_s = 22d^{0.5}$

(2).-Según el libro del acero de Sotac [24F]: Incremento de resistencia por solución $\Delta\sigma_s = 32\%Mn + 63\%Si$

De manera similar, al análisis de las pendientes es posible efectuar por la ley de las mezclas un cálculo que explique la resistencia última de las probetas correspondientes a los grupos estudiados al combinar la resistencia última de la ferrita con diferentes valores de esta propiedad de la fase oscura y blanca, Tabla 7.22. A diferencia de los aceros al silicio, aquí es más difícil de realizar una correspondencia en la tendencia de la magnitud de la pendiente y la de la resistencia mecánica de la fase. Obviamente es necesario realizar más trabajo de investigación para comprobar la resistencia mecánica de cada fase con su correspondiente naturaleza: composición química y morfología.

Tabla 7.22: Explicación de la resistencia última de los grupos de acero al manganeso por la ley de las mezclas.

| Grupo | Nivel | Ferrita | | | | Fase blanca | Fase oscura | | | σ_u | |
|-------|-------|------------|-----------------|------------------|-------|-------------|-------------|---------------------|-------|------------|--------------|
| | | Intrinseco | Tamaño de Grano | $\Delta\sigma_s$ | Total | | Intrinseco | Tamaño de Partícula | Total | Calculado | Experimental |
| 1 | 1B | 280 | 140 | 52 | 472 | 2,600 | 1,400 | 682 | 2,082 | 862 | 815 |
| | 5B | 280 | 171 | 56 | 507 | 2,600 | 1,400 | 315 | 1,715 | 678 | 684 |
| | 5C | 280 | 164 | 56 | 600 | 2,600 | 1,400 | 341 | 1,741 | 686 | 678 |
| 2 | 1C | 280 | 183 | 52 | 515 | 2,600 | 1,400 | 291 | 1,691 | 700 | 739 |
| | 5A | 280 | 184 | 56 | 520 | 2,600 | 1,400 | 685 | 2,085 | 733 | 735 |
| 3 | 1D | 280 | 144 | 52 | 477 | 2,200 | 1,400 | 350 | 1,750 | 655 | 843 |
| | 5D | 280 | 168 | 56 | 504 | 2,200 | 1,400 | 184 | 1,584 | 712 | 707 |
| 4 | 1A | 280 | 138 | 52 | 470 | 2,000 | 1,400 | 311 | 1,711 | 538 | 688 |
| | 6D | 280 | 264 | 127 | 671 | 2,000 | 1,400 | 984 | 2,384 | | 1,061 |
| | 4D | 280 | 252 | 79 | 610 | 2,000 | 1,400 | 492 | 1,892 | 1,000 | 966 |
| 5 | 4A | 280 | 205 | 79 | 564 | 2,000 | 1,000 | 696 | 1,696 | 869 | 825 |
| | 4B | 280 | 212 | 79 | 571 | 2,000 | 1,000 | 402 | 1,402 | 905 | 859 |
| 6 | 6A | 280 | 254 | 127 | 660 | 2,600 | 1,400 | 2,200 | 3,600 | 1,266 | 901 |
| | 4C | 280 | 212 | 79 | 571 | 2,600 | 1,400 | 467 | 1,867 | 1,140 | 866 |
| 7 | 6B | 280 | 251 | 127 | 658 | 1,600 | 2,000 | 492 | 2,492 | 1,093 | 1,107 |
| | 2C | 280 | 230 | 118 | 628 | 1,600 | 2,000 | 302 | 2,302 | 1,258 | 1,125 |
| 8 | 2A | 280 | 216 | 118 | 614 | 1,800 | 1,400 | 351 | 1,751 | 1,066 | 1,029 |
| | 2B | 280 | 215 | 118 | 613 | 1,800 | 1,400 | 328 | 1,728 | 1,008 | 1,077 |
| 9 | 6C | 280 | 225 | 127 | 632 | 1,800 | 2,000 | 696 | 2,696 | 1,099 | 1,125 |
| | 2D | 280 | 253 | 118 | 661 | 1,800 | 2,000 | 271 | 2,271 | 1,162 | 1,128 |

(1). Según el libro del acero de Sollac: Incremento de resistencia por tamaño de grano o partícula $\Delta\sigma_s = 23d^{0.5}$

(2). Según el libro del acero de Sollac: Incremento de resistencia por solución $\Delta\sigma_s = 328Mn + 63\%Si$

No resulta conveniente aplicar análisis de regresión múltiple a los Grupo 1, III y IV por lo pequeño del tamaño de la muestra de cada grupo, sin proporcionar suficientes datos para elaborar el análisis de variancia. Sin embargo, es posible aplicarlo al grupo VII, los resultados se encuentran en la Tabla 7.23.

Tabla 7.23: Análisis de regresión múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al manganeso del grupo VII.

| Factor | $\sigma_{0.2}$ | σ_u | σ_{k2} | σ_{k1} | ϵ_u | ϵ_t | ϵ_{k2} | ϵ_{k1} |
|----------------------|----------------|------------|---------------|---------------|--------------|--------------|-----------------|-----------------|
| Constante | -193.65 | 63.44 | -1.10 | -164.17 | 12.61 | 13.04 | 12.62 | 4.91 |
| % Mn | 283.65 | 394.62 | 417.92 | 373.76 | -6.04 | -11.54 | -3.44 | 0.27 |
| f_{blanca} | 1,791.92 | 3,185.38 | 3,121.50 | 2,243.20 | | | | |
| $d_{ferrita}^{-0.5}$ | | | | | 47.55 | 93.52 | 26.42 | |
| f_{oscura} | | | | | | | | -3.06 |
| R^2 | 85.51 | 96.16 | 93.11 | 87.77 | 99.03 | 83.68 | 99.77 | 94.58 |
| R^2 ajustado | 71.02 | 92.33 | 86.21 | 75.54 | 98.05 | 67.35 | 99.53 | 89.15 |

De esta tabla se concluye que la resistencia mecánica depende del contenido de Mn y de la fracción volumétrica de la fase oscura mientras que la elongación depende del contenido de Mn y del tamaño de grano ferrítico.

En el análisis de correlación múltiple, mostrado en la Tabla 7.24, optimiza el coeficiente R^2 ajustado a su máximo valor. El tamaño de partícula de las fases no tiene influencia ya que su variación entre los diferentes ensayos no es muy marcado. Curiosamente, y posiblemente por la misma razón, la fracción de fase blanca no tiene influencia en la resistencia mecánica, $\sigma_{0.2}$ y σ_u . σ_u presenta el máximo R^2 ajustado de 90.74 seguido por la relación $(\sigma_{0.2}/\sigma_u)$ con 70.37, y σ_{k2} con 70.26. En el nivel de 80% se encuentran $\sigma_{0.2}$ y $\sigma_u \times \varepsilon_t$, los demás están por debajo de este valor y no es conveniente considerarlos, en el Apéndice E se encuentra el detalle de este análisis.

Tabla 7.24: Factores y R^2 ajustada de correlación múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al manganeso.

| Coefficiente | $\sigma_{0.2}$ | σ_{k1} | σ_{k2} | σ_u | ε_u | ε_t | ε_{k1} | ε_{k2} | $\sigma_u \times \varepsilon_t$ | $\sigma_{0.2}/\sigma_u$ |
|--------------------------------------|----------------|---------------|---------------|------------|-----------------|-----------------|--------------------|--------------------|---------------------------------|-------------------------|
| Constante | -874.25 | -550.52 | 163.12 | 164.77 | 53.63 | 61.21 | -3.67 | 48.05 | 22,023.30 | -0.97 |
| f _{oscura} | -223.35 | -645.57 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 4.44 | 0.00 | 17,488.00 | 0.00 |
| % C | 1,654.62 | 1,305.18 | -1,622.54 | 1,720.95 | -57.49 | -85.18 | -7.53 | -24.89 | -79,849.60 | 0.73 |
| f _{ferrita} | 141.72 | 0.00 | 602.33 | 0.00 | -3.64 | -5.03 | 7.83 | 0.00 | -10,957.90 | 0.17 |
| f _{blanca} | 0.00 | -749.09 | 0.00 | 745.79 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 20,827.20 | -0.87 |
| % Mn | 165.63 | 292.74 | 359.37 | 72.14 | -2.48 | -5.39 | 0.40 | 0.00 | -5,394.16 | 0.11 |
| % Si | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 466.83 | 8.70 | 10.21 | 0.00 | 0.00 | 26,374.90 | 0.00 |
| Temperatura | 1.34 | 1.17 | 0.00 | 0.00 | -0.04 | -0.03 | 0.00 | -0.04 | 0.00 | 0.00 |
| d _{oscura} ^{-0.5} | -38.19 | -75.87 | -102.39 | -66.53 | 0.00 | 0.00 | -0.12 | 0.00 | 0.00 | 0.00 |
| d _{ferrita} ^{-0.5} | -436.15 | 0.00 | 0.00 | 710.52 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | 0.00 | -1.26 |
| d _{blanca} ^{-0.5} | 0.00 | 0.00 | 90.68 | 25.24 | 0.00 | 0.00 | -0.41 | 0.00 | 459.16 | -0.04 |
| R^2 | 79.02 | 93.24 | 79.56 | 94.96 | 26.98 | 33.96 | 94.68 | 41.13 | 79.36 | 81.89 |
| R^2 ajustado | 66.79 | 88.73 | 70.26 | 91.74 | 0.00 | 10.38 | 89.36 | 33.70 | 66.22 | 70.37 |

En la Figura 7.11 se encuentran la relación de la variable calculada y experimental para σ_u y $(\sigma_{0.2}/\sigma_u)$ observándose su alto nivel de correspondencia.

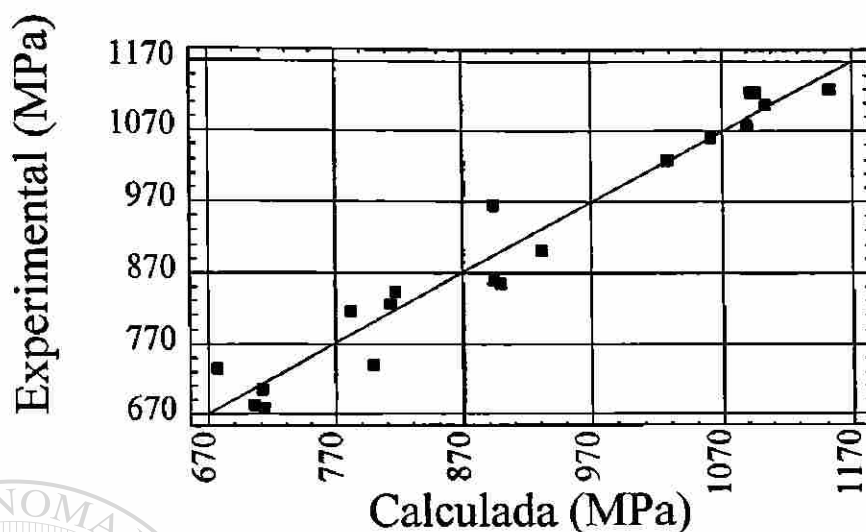


Figura 7.11: Relación del valor experimental vs calculado del σ_u de los aceros al manganeso.

La Figura 7.12 muestra la comparación entre la deformación máxima uniforme, ϵ_u^c , utilizando la ecuación (1-34), (considerando ϵ_0 como el promedio de los ϵ_0 para la 1ª etapa en las muestras de 2 etapas y los ϵ_0 para la 2ª etapa en las muestras de 3 etapas de 0.019 y para σ_k/σ_u como el promedio correspondiente de 0.96) contra los valores de la deformación máxima uniforme experimental, ϵ_u^c para los aceros al manganeso. En el apéndice F se encuentra el desglose de los valores. Puede ser concluido que la ecuación (1-34) predice en forma aproximada los resultados obtenidos.

Cabe mencionar que la relación σ_k/σ_u de 0.96 es igual para los aceros al Si y al Mn y difiere del valor obtenido por J. Chen [13F] de 0.87.

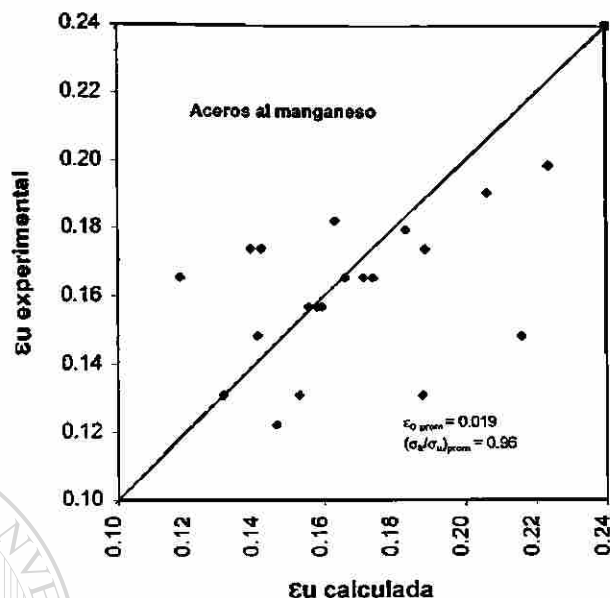


Figura 7.12: Comparación la deformación uniforme máxima entre ϵ_u^c calculada y ϵ_u^e experimental usando la ecuación (1-34) para aceros al manganeso.

Una posible razón de que los aceros al Mn sean más difícil de analizar que los al Si es la alta templabilidad que imparte el primero, por lo que es factible que las muestras sin tratar térmicamente de los aceros con alto Mn tengan bainita y martensita, ver Figuras 6.19 y 6.20.

7.3.4. Análisis de ambos aceros.

La Tabla 7.25 muestra los resultados del análisis de correlación múltiple para el R^2 ajustado máximo considerando ambas familias de aceros; al silicio y al manganeso. Se presentan sólo aquellas propiedades mecánicas que mostraron el más alto valor de R^2 ajustado. En este análisis hay más contraste en la magnitud de las variables

metalográficas y, por lo tanto, es posible detectar más claramente la influencia de éstas en las propiedades mecánicas.

El más alto valor de R^2 ajustado lo presenta σ_u de 87.01% seguido por el de σ_{k2} de 79.30% y $\sigma_{0.2}$ posee un valor muy pequeño. Conviene mencionar que la determinación de $\sigma_{0.2}$ no fue del todo precisa pues en los ensayos mecánicos no hubo una carga de preajuste y es causa de incertidumbre en la determinación de la magnitud de esta variable, no así en el caso de σ_u y σ_{k2} que su magnitud la define el fenómeno de inestabilidad de la fluencia mecánica para la primera y el punto de quiebre de la gráfica $\ln(d\sigma/d\epsilon)$ vs $\ln \sigma$, para la segunda.

Tabla 7.25: Factores y R^2 ajustada de correlación múltiple de las propiedades mecánicas de ambas familias de aceros.

| Coefficiente | $\sigma_{0.2}$ | σ_{k2} | σ_u |
|-----------------------------|----------------|---------------|------------|
| Constante | 4,172.95 | 567.58 | 5,124.11 |
| f_{oscura} | -4,141.79 | 0.00 | -4,606.04 |
| % C | 768.64 | -2,547.06 | 786.60 |
| f_{ferrita} | -4,022.40 | 0.00 | -4,580.79 |
| f_{blanca} | -3,463.27 | 0.00 | -2,952.38 |
| % Mn | -27.98 | 195.02 | 0.00 |
| % Si | 19.48 | 193.43 | 138.81 |
| Temperatura | 0.00 | 0.00 | -0.37 |
| $d_{\text{oscura}}^{-0.5}$ | -38.90 | -85.21 | -30.37 |
| $d_{\text{ferrita}}^{-0.5}$ | 800.35 | 619.67 | 1,423.73 |
| $d_{\text{blanca}}^{-0.5}$ | 10.95 | 114.94 | 0.00 |
| R^2 | 57.27 | 84.27 | 89.82 |
| R^2 ajustado | 42.48 | 79.30 | 87.01 |

Para σ_u y $\sigma_{0.2}$ la fracción volumétrica de las tres fases juega un papel importante como lo fundamenta el modelo de la ley de las mezclas. Le sigue en influencia el tamaño de grano ferrítico, como lo establece el modelo de Hall & Petch.

Lista de figuras:

Figura 7.1a Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del grupo 0 aceros al silicio.

Figura 7.1(a): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del grupo 0 aceros al silicio.

Figura 7.1(b): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del grupo 4 aceros al silicio.

Figura 7.1(c): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del grupo 13 aceros al silicio.

Figura 7.2(a): Relación de resistencias del grupo 0 aceros al silicio.

Figura 7.2(b): Relación de resistencias del grupo 1 aceros al silicio.

Figura 7.2(c): Relación de resistencias del grupo 2 aceros al silicio.

Figura 7.2(d): Relación de resistencias del grupo III aceros al silicio.

Figura 7.2(e): Relación de resistencias del grupo IV aceros al silicio.

Figura 7.2(f): Relación de resistencias del grupo V aceros al silicio.

Figura 7.3: Relación entre la pendiente $(1 - m)$, la constante $\ln cm$ y el porcentaje de silicio para el grupo 0.

Figura 7.4(a): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del grupo 0 aceros al manganeso.

Figura 7.4(b): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del grupo 1 aceros al manganeso.

Figura 7.4(c): Representación $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ del grupo 17 aceros al manganeso.

Figura 7.5(a): Relación de resistencias del grupo 1 aceros al manganeso.

Figura 7.5(b): Relación de resistencias del grupo III aceros al manganeso.

Figura 7.5(c): Relación de resistencias del grupo IV aceros al manganeso.

Figura 7.5(d): Relación de resistencias del grupo VII aceros al manganeso.

Figura 7.6: Relación entre pendiente $(1 - m)$, la constante $\ln cm$ y el porcentaje de manganeso para el grupo 0.

Figura 7.7: Curvas de esfuerzo-deformación de una material suave, fase matriz m ; un material duro, fase martensita α' y el compuesto de ambos.

Figura 7.8: Relación del valor experimental vs calculado del σ_u de los aceros al silicio.

Figura 7.9: Relación del valor experimental vs calculado del $(\sigma_{0.2} / \sigma_u)$ de los aceros al silicio.

Figura 7.10: Comparación la deformación uniforme máxima entre ϵ_u^c calculada y ϵ_u^e experimental usando la ecuación (1-34) para aceros al silicio.

Figura 7.11: Relación del valor experimental vs calculado del σ_u de los aceros al manganeso.

Figura 7.12: Comparación la deformación uniforme máxima entre ϵ_u^c calculada y ϵ_u^e experimental usando la ecuación (1-34) para aceros al manganeso.

Lista de Tablas:

Tabla 7.1: Pendiente (1- m) y constante $\ln cm$ para aceros al silicio.

Tabla 7.2: Reordenamiento de (1- m) y $\ln cm$ de acuerdo al grupo asignado aceros al silicio.

Tabla 7.3: Definición total de grupos aceros al silicio.

Tabla 7.4: Valor de la pendiente, de la constante y de R^2 de los distintos grupos de aceros al silicio.

Tabla 7.5: Pendiente (1- m) y constante $\ln cm$ para aceros al manganeso.

Tabla 7.6: Reordenamiento de (1- m) y $\ln cm$ de acuerdo al grupo asignado aceros al manganeso.

Tabla 7.7: Definición total de Grupos de aceros al manganeso.

Tabla 7.8: Valor de la pendiente, de la constante y de R^2 de los distintos grupos aceros al manganeso.

Tabla 7.9: Análisis cuantitativo metalográfico de los grupos de acero al silicio.

Tabla 7.10: Análisis cuantitativo metalográfico de los grupos de acero al manganeso.

Tabla 7.11: Determinación de la pendiente de la perlita de los aceros al silicio sin tratamiento térmico por la ley de las mezclas.

Tabla 7.12: Ley de las mezclas aplicada a las pendientes de los grupos de acero al silicio.

Tabla 7.13: Análisis de regresión múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al silicio sin tratamiento térmico.

Tabla 7.14: Explicación de las propiedades mecánicas de los aceros al silicio sin tratamiento térmico por la ley de las mezclas .

Tabla 7.15: Explicación de la resistencia última de los grupos de acero al silicio por la ley de las mezclas.

Tabla 7.16: Análisis de regresión múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al silicio del grupo IV.

Tabla 7.17: Factores y R^2 ajustada de correlación múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al silicio.

Tabla 7.18: Determinación de la pendiente de la perlita de los aceros al manganeso sin tratamiento térmico por la ley de las mezclas.

Tabla 7.19. Ley de las mezclas aplicada a las pendientes de los grupos de acero al manganeso.

Tabla 7.20. Análisis de regresión múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al manganeso sin tratamiento térmico.

Tabla 7.21: Explicación de las propiedades mecánicas de los aceros al manganeso sin tratamiento térmico por la ley de las mezclas.

Tabla 7.22: Explicación de la resistencia última de los grupos de acero al manganeso por la ley de las mezclas.

Tabla 7.23: Análisis de regresión múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al manganeso del grupo VII.

Tabla 7.24: Factores y R^2 ajustada de correlación múltiple de las propiedades mecánicas de los aceros al manganeso.

Tabla 7.25: Factores y R^2 ajustada de correlación múltiple de las propiedades mecánicas de ambas familias de aceros.

REFERENCIAS

[1F] 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.

[2F] 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.

[3F] K. Cho and J. Gurland. The Law of Mixtures Applied to the Plastic Deformation of Two-Phase Alloys of Coarse Microstructures. Metallurgical Transactions A, Volume 19A, August 1988. pg. 2027-2040.

[4F] A. R. Marder. Deformation Characteristics of Dual-Phase Steels. Metallurgical Transactions A, Volume 13A, January 1982. pg. 85-92.

[5F] L. N. Pussegoda and W. R. Tyson. Modelling of a Dual - Phase Steel From Its Ferrite and Martensite Constituents. Canadian Metallurgical Quarterly, Volume 23, No. 3, 1984. pg. 341-347.

[6F] 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.

[7F] 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.

[8F] A. Bhattacharyya, T. Sakaki, and G. J. Weng. The influence of martensite shape, concentration, and phase transformation strain on the deformation behavior of stable dual-phase steels. *Metallurgical Transactions A*, Volume 24A, February 1993. pg. 301-314.

[9F] A. Bhattacharyya, and G. J. Weng. Theoretical calculation of the stress-strain behavior of dual-phase metals with randomly oriented spheroidal inclusions. *Metallurgical Transactions A*, Volume 27A, August 1996. pg. 2359-2365.

[10F] 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.

[11F] 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.

[12F] 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.

[13F] Z. Jiang, J. Lian and J. Chen. Strain Hardening Behavior and Its relationships to Tensile Mechanical Properties of Dual Phase Steel. *Materials Science and Technology*, December 1992, Vol. 8. pg. 1075-1081.

[14F] 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.

[15F] Zhonghao Jiang, Zhenzhong Guan, Jianshe Lian. Effects of Microstructural Variables on the deformation Behavior of Dual - Phase Steel. *Materials Science and Engineering A* 190 (1995). Pg. 55-64.

[16F] Cochrane, Hal. Formable Dual Phase Steels. *Engineering, Materials Science, Dissertation Abstracts International*, Vol. 51, Nº 3, September 1990. pg. 1442-1443.

[17F] 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.

[18F] Luis F. Ramos, David K Matlock and George Krauss. On the Deformation Behavior of Dual - Phase Steels. *Metallurgical Transactions A*, Volume 10A, February 1979. 259-261.

[19F] 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.

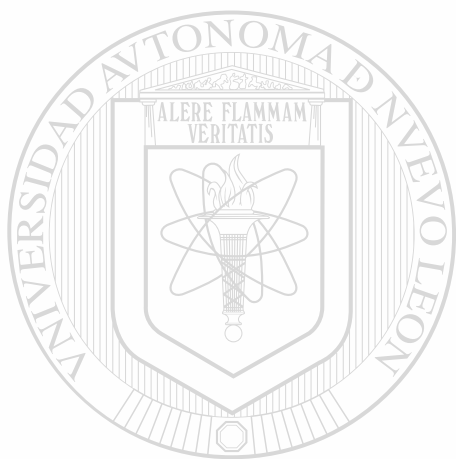
[20F] S. R. Mediratta, V. Ramaswamy. Dependence of strain hardening exponent on the volume fraction and carbon content of martensite in dual phase steels during multistage work hardening. *Journal of materials Science Letters* 9 (1990). Pg. 205-206.

[21F] Según referencia [1F]. H. Fischmeister and B. Karlsson: *Z. Metallkunde*, 1977, volume 68 (5), pg. 311.

[22F] Según referencia [1F]. B. Karlsson G. Linden. Mat. Sci. Eng., 1975, volume 17. pg. 209.

[23F] Según referencia [1F]. I. Tamura, Y. Tomota, and H. Ozawa, Proceedings of the 3rd international conference on the strength of metals and alloys. Cambridge, 1973, volume 1. pg611.

[24F] G. Béranger, G. Henry and G. Sanz. The book of steel. Sollac, 1996. pg. 181.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



CAPÍTULO 8

CONCLUSIONES, RECOMENDACIONES Y LIMITACIONES

8.1. CONCLUSIONES.

La ley de las mezclas se ajusta perfectamente a los aceros al silicio y lo valida el análisis estadístico al mostrar que los factores que explican con mayor peso el $\sigma_{0.2}$, σ_u y ϵ_u es la fracción volumétrica de la ferrita y de la perlita. Esto es más difícil de comprobar en los aceros al manganeso. (ver comentario al final del punto 7.4.3)

Con la ley de las mezclas aplicada a las pendientes de las curvas $\ln (d\sigma/d\epsilon)$ vs. $\ln \sigma$ es posible calcular la pendiente de la perlita de los aceros sin tratamiento térmico suponiendo una pendiente de aproximadamente -1.5 para la ferrita, valor de la pendiente más pequeña mostrada en la primera etapa de los aceros con tratamiento térmico en ambos aceros. Suponiendo para la fase oscura un comportamiento similar al de la perlita, con la ley de las mezclas se puede explicar las pendientes de los grupos tratados térmicamente; ajustando el valor de la pendiente de la fase blanca.

También es posible utilizar la ley de las mezclas en la explicación de las resistencia última de los aceros tratados térmicamente.

Contrario a lo esperado la resistencia mecánica de los aceros al silicio no es función de la fase blanca ni del contenido de Si, este resultado debe ser revisado, sobre todo el análisis cuantitativo metalográfico. Sin embargo en los aceros al manganeso sí se muestra una influencia de la fase blanca y del contenido de Mn. sobre σ_{k1} y σ_u .

Al considerar ambas familias de aceros, al silicio y al manganeso, el análisis estadístico muestra que para σ_u y $\sigma_{0.2}$ la fracción volumétrica de las tres fases juega un papel importante como lo fundamenta el modelo de la ley de las mezclas. Le sigue en influencia el tamaño de grano ferrítico, como lo establece el modelo de Hall & Petch.

Existe una muy alta relación entre el contenido de silicio y la pendiente (1-m) del análisis CJ modificado, así como también con la constante $\ln cm$, para los aceros sin tratamiento térmico. Esto es similar para el caso de los aceros al manganeso.

La ecuación (1-34) muestra una mejor relación predictiva para la deformación máxima uniforme, ϵ_u^c en los aceros al silicio que en los de manganeso. Es importante mencionar que en ambos aceros la relación σ_k/σ_u se mantuvo en 0.96.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

8. 2. RECOMENDACIONES.

Es conveniente examinar las muestras metalográficas por microscopía electrónica y difracción de rayos X con el fin de diferenciar y precisar la fracción volumétrica de las fases y de este modo desarrollar un modelo matemático más confiable.

Como pasos siguientes a esta investigación es recomendable diseñar un experimento fraccionado, para limitar el número de muestras, dirigido al desarrollo de

un modelo matemático que involucre con más detalle los posibles fenómenos responsables del comportamiento mecánico-plástico de los aceros doble fase.

Es importante sensibilizar a la comunidad científica mexicana sobre la necesidad de enfocar los esfuerzos en este giro de investigación, pues en los últimos años la industria siderúrgica se ha estado enfrentando a una competencia de mercado internacional y no posee aún la tecnología apropiada para la fabricación de estos aceros.

8.3. LIMITACIONES.

El proyecto de desarrollo de nuevos aceros originalmente fue dirigido al desarrollo de aceros doble fase resistentes a la corrosión aplicados a la fabricación de varilla para la construcción, por lo que no se le dio una marcada importancia en dirigir la experimentación a la obtención de resultados de propiedades mecánicas más precisas, utilizando quizás una máquina de ensayos mecánicos con mejores innovaciones tecnológicas capaz de reproducir la curva de esfuerzo-deformación de una manera automática y no manual como fue realizada en esta investigación; evitándose así el error de lectura humano. Además diseñando el experimento con probetas más pequeñas y con medios de temple más severos para garantizar una estructura sólo de ferrita-martensita.

La gran cantidad de muestras a analizar en esta investigación proporcionó un avance lento, limitando por el tiempo el uso de algunas técnicas de medición como microscopía electrónica y difracción de rayos X.



APÉNDICE

A

DESCRIPCIÓN METALOGRAFICA CUALITATIVA

UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Descripción cualitativa de análisis metalográfico de aceros al silicio

| Muestra | Fenita | | Perlita | | | | | | | |
|--------------|-----------|----------|---------|---------|--------|--------|------|--------------|-------------|----------|
| | Poligonal | Alargada | Tamaño | | | Tipo | | Distribución | | |
| | | | Pequeña | Mediana | Grande | Gruesa | Fina | Homogénea | Heterogénea | Bandeada |
| 1P2-100x-ssh | X | | X | | | | | X | | |
| 1A1-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 1B3-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 1C2-100x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 1D3-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 2P2-100x-ssh | X | | | | X | | | X | X | |
| 2A3-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 2B2-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 2C3-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 2D2-200x-ssh | | X | | | | | | | | |
| 3P3-100x-ssh | X | | | X | | | | X | X | X |
| 3A1-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 3B3-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 3C1-100x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 3D1-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 4P1-100x-ssh | X | | | X | | | | X | X | X |
| 4A3-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 4B1-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 4C2-100x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 4D3-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 5P2-100x-ssh | X | | | X | | | | X | X | X |
| 5A3-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 5B2-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 5C1-200x-ssh | X | | | | | | | | | |
| 5D2-200x-ssh | X | | | | | | | | | |

| Muestra | Martensita | | | | | | | | | | |
|--------------|------------|---------|-------------|-----------|----------|--------------|-------------|----------|------------------------------|------|---|
| | Tamaño | | | Forma | | Distribución | | | Alrededor Grano Fenita | Isla | |
| | Pequeña | Mediana | Grande | Poligonal | Alargada | Homogénea | Heterogénea | Bandeada | | | |
| 1P2-100x-ssh | | | | | | | | | | | X |
| 1A1-200x-ssh | | X | | X | | | | X | | | X |
| 1B3-200x-ssh | | | | | | | | X | | | X |
| 1C2-100x-ssh | | | X(3 granos) | X | | | | X | | | X |
| 1D3-200x-ssh | | | | | | | | | | | |
| 2P2-100x-ssh | | | | | | | | | | | |
| 2A3-200x-ssh | | X | | X | | | | X | | | X |
| 2B2-200x-ssh | X | X | | X | | X | | | | | X |
| 2C3-200x-ssh | | X | | X | | | | X | | | X |
| 2D2-200x-ssh | | | | | | | | | | | |
| 3P3-100x-ssh | | | | | | | | | | | |
| 3A1-200x-ssh | | | X | X | | | X | X | | | X |
| 3B3-200x-ssh | X | | | X | | X | | X(semi) | | | |
| 3C1-100x-ssh | | X | | X | | X | | X(semi) | | | |
| 3D1-200x-ssh | | | X | X | X | X | | | | | X |
| 4P1-100x-ssh | | | | | | | | | | | |
| 4A3-200x-ssh | X | | | X | X | | X | X(semi) | | | X |
| 4B1-200x-ssh | | X | | | X | | X | | | | X |
| 4C2-100x-ssh | | | X | | X | | X | | | | X |
| 4D3-200x-ssh | | | | | | | | | | | |
| 5P2-100x-ssh | | | | | | | | | | | |
| 5A3-200x-ssh | | X | | X | | X | | | | | X |
| 5B2-200x-ssh | | | X | X | | X | | | | | X |
| 5C1-200x-ssh | | | X | | X | | X | | | | X |
| 5D2-200x-ssh | | X | | | X | | X | | | | |

Descripción cualitativa de análisis metalográfico de aceros al silicio

| Muestra | Bainita | | | | | | | |
|--------------|---------|---------|----------------|--------------|-------------|----------|-------------------------|----------------------------|
| | Tamaño | | | Distribución | | | | |
| | Pequeña | Mediana | Grande | Homogénea | Heterogénea | Bandeada | Alrededor Grano Ferrita | Alrededor Grano Martensita |
| 1P2-100x-ssh | | | | | | | | |
| 1A1-200x-ssh | X | | | | X | | | X |
| 1B3-200x-ssh | | X | | | X | | X | |
| 1C2-100x-ssh | | X | | | X | | X | |
| 1D3-200x-ssh | | | X (flor) | | X | | X | |
| 2P2-100x-ssh | | | | | | | | |
| 2A3-200x-ssh | X | X | | | X | | X | X |
| 2B2-200x-ssh | X | X | | | X | X | X | X |
| 2C3-200x-ssh | | | X (flor) | | X | X | X | |
| 2D2-200x-ssh | | | X (extra flor) | X | | | X | |
| 3P3-100x-ssh | | | | | | | | |
| 3A1-200x-ssh | | | | | | | | |
| 3B3-200x-ssh | | | | | | | | |
| 3C1-100x-ssh | | X | | | X | X | X | |
| 3D1-200x-ssh | | X | | | X | X | X | |
| 4P1-100x-ssh | | | | | | | | |
| 4A3-200x-ssh | | | | | | | | |
| 4B1-200x-ssh | | | | | | | | |
| 4C2-100x-ssh | | | X | | X | X | X | |
| 4D3-200x-ssh | | | X (extra flor) | | X | X | X | |
| 5P2-100x-ssh | | | | | | | | |
| 5A3-200x-ssh | X | | | | X | | | X |
| 5B2-200x-ssh | | X | | | X | | | X |
| 5C1-200x-ssh | | | X (flor) | | X | | X | |
| 5D2-200x-ssh | | | X (extra flor) | X | | | X | |

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Descripción cualitativa de análisis metalográfico de aceros al manganeso

| Muestra | Ferita | | Perlita | | | | | | | | |
|------------------------|-----------|----------|---------|---------|--------|--------|------|--------------|-------------|----------|---|
| | Poligonal | Alargada | Tamaño | | | Tipo | | Distribución | | | |
| | | | Pequeña | Mediana | Grande | Gruesa | Fina | Homogénea | Heterogénea | Bandeada | |
| 1P1-100x-ssh | X | | | | X | | | X | | | |
| 1A1-200x-ssh | X | | | | X | X | | | | | |
| 1B1-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 1C1-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 1D1-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 2P2-200x-ssh | X | | | | X | X | | | | X | X |
| 2A3-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 2B2-200x-ssh corregida | X | | | | | | | | | | |
| 2C3-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 2D2-400x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 4P3-200x-ssh | X | | | | X | | | | | X | X |
| 4A3-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 4B3-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 4C2-200x-ssh corregida | X | | | | | | | | | | |
| 4D3-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 5P2-100x-ssh | X | | | X | | | | X | X | | |
| 5A1-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 5B3-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 5C2-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 5D1-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 6P2-200x-ssh | X | | | | X | | | X | | X | X |
| 6A3-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 6B1-200x-ssh corregida | X | | | | | | | | | | |
| 6C1-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |
| 6D1-200x-ssh | X | | | | | | | | | | |

| Muestra | Martensita | | | | | | | | | |
|------------------------|------------|---------|--------|-----------|----------|--------------|-------------|--------------|------------------------|------|
| | Tamaño | | | Forma | | Distribución | | Distribución | | |
| | Pequeña | Mediana | Grande | Poligonal | Alargada | Homogénea | Heterogénea | Bandeada | Alrededor Grano Ferita | Isla |
| 1P1-100x-ssh | | | | | | | | | | |
| 1A1-200x-ssh | | | | | | | | | | X |
| 1B1-200x-ssh | | | | X | | | | | | X |
| 1C1-200x-ssh | | | | X | | | | | | X |
| 1D1-200x-ssh | | | | X | | | | | | X |
| 2P2-200x-ssh | | | X | X | | | | X | X | |
| 2A3-200x-ssh | X | | | | X | X | | | X | X |
| 2B2-200x-ssh corregida | X | | | | X | X | | | X | |
| 2C3-200x-ssh | X | | | | X | X | | | X | |
| 2D2-400x-ssh | | | | X | | | | | | |
| 4P3-200x-ssh | | | | | | | | X | | X |
| 4A3-200x-ssh | X | | | X | | X | | X | X | |
| 4B3-200x-ssh | X | | | | X | X | | | X | X |
| 4C2-200x-ssh corregida | | X | | | X | X | | | | X |
| 4D3-200x-ssh | | X | | | | | | | | X |
| 5P2-100x-ssh | | | | | | | | | | X |
| 5A1-200x-ssh | | X | | X | | X | | | | X |
| 5B3-200x-ssh | X | | | X | | | X | | | X |
| 5C2-200x-ssh | X | | | X | | X | | | | X |
| 5D1-200x-ssh | X | | | | | | | | | X |
| 6P2-200x-ssh | | | | X | | | X | X | X | X |
| 6A3-200x-ssh | | X | | | X | | X | X | X | |
| 6B1-200x-ssh corregida | | X | | | | | X | X | | X |
| 6C1-200x-ssh | | | X | X | | | X | X | | X |
| 6D1-200x-ssh | X | | | X | | X | | | | X |

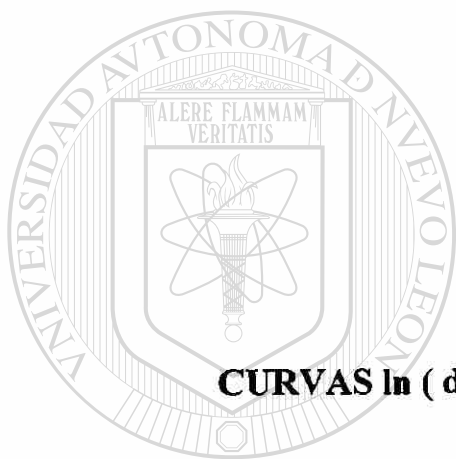
Descripción cualitativa de análisis metalográfico de aceros al manganeso

| Muestra | Bainita | | | | | | | |
|------------------------|---------|---------|--------|--------------|-----------|----------|-----------|----------------------------|
| | Tamaño | | | Distribución | | | | |
| | Pequeña | Mediana | Grande | omogéne | eterogéne | Bandeada | Partícula | Alrededor Grano Martensita |
| 1P1-100x-ssh | | | | | | | | |
| 1A1-200x-ssh | | | | | | | | |
| 1B1-200x-ssh | X | | | | | | | X |
| 1C1-200x-ssh | X | | | | | | X | X |
| 1D1-200x-ssh | X | X | | | | | | X |
| 2P2-200x-ssh | | | | | | | | |
| 2A3-200x-ssh | | X | | | X | X | | |
| 2B2-200x-ssh corregida | X | | | | X | X | | |
| 2C3-200x-ssh | | X | | | X | X | | |
| 2D2-400x-ssh | | X | | | X | X | | |
| 4P3-200x-ssh | | | | | | | | |
| 4A3-200x-ssh | | | | | | | | |
| 4B3-200x-ssh | | | | | | | | |
| 4C2-200x-ssh corregida | | X | | | X | X | | |
| 4D3-200x-ssh | X | | | | X | | X | |
| 5P2-100x-ssh | | | | | | | | |
| 5A1-200x-ssh | X | | | | X | | | X |
| 5B3-200x-ssh | | X | | | X | | X | |
| 5C2-200x-ssh | | X | | | X | | X | |
| 5D1-200x-ssh | | X | | X | | | X | |
| 6P2-200x-ssh | | | | | | | | |
| 6A3-200x-ssh | | | | | | | | |
| 6B1-200x-ssh corregida | | | | | | | | |
| 6C1-200x-ssh | | | | | | | | |
| 6D1-200x-ssh | | | | | | | | |

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS





APÉNDICE

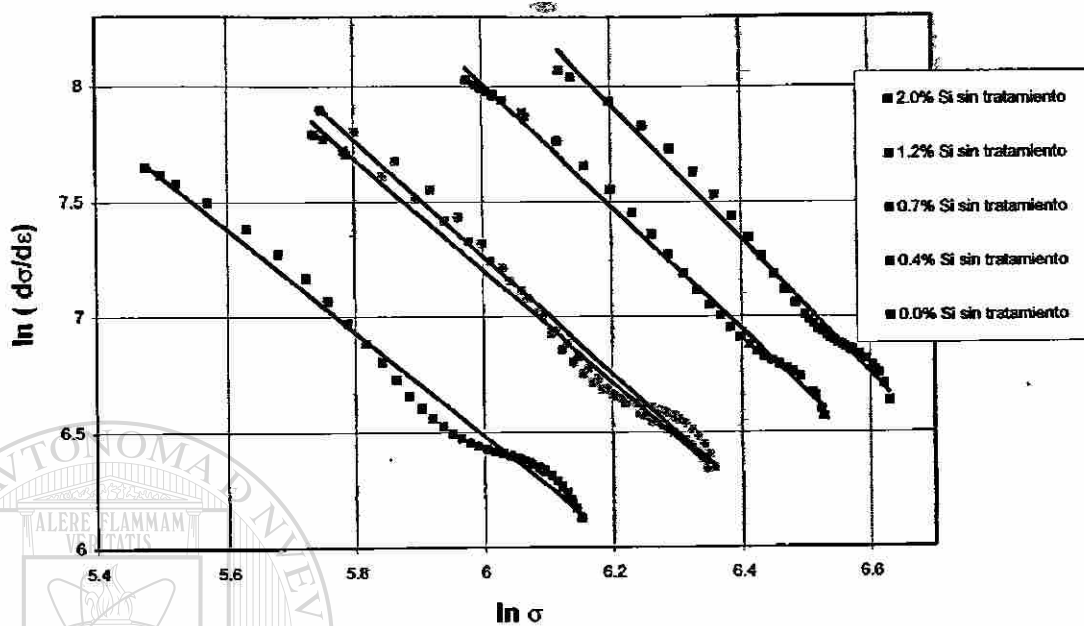
B

CURVAS $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ PARA GRUPOS DE ACEROS AL SILICIO

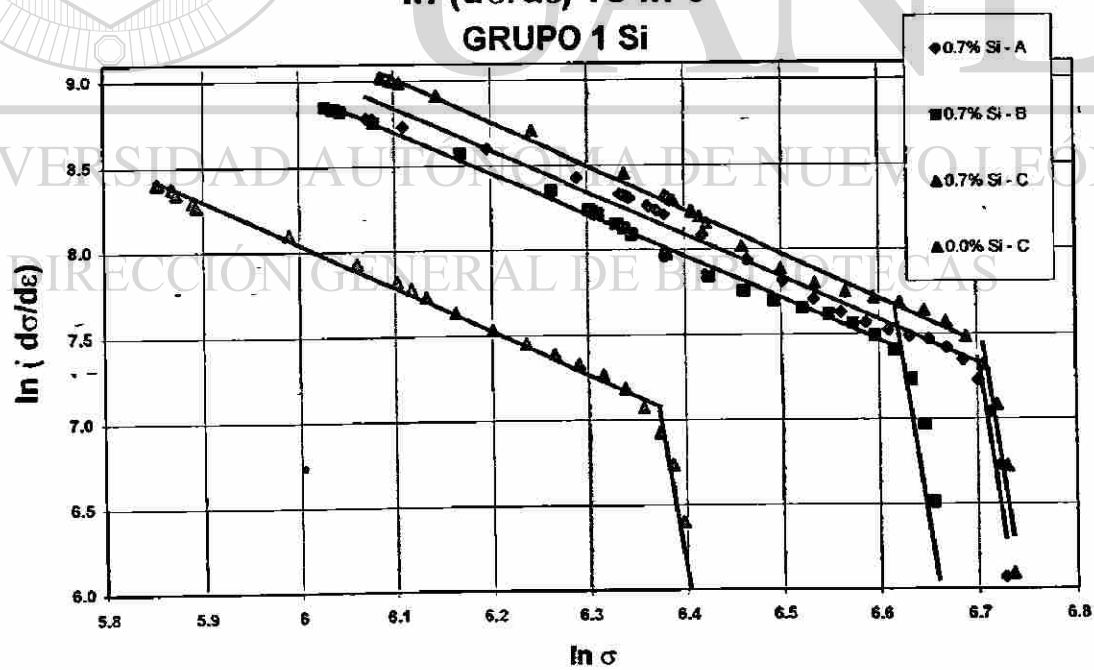
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

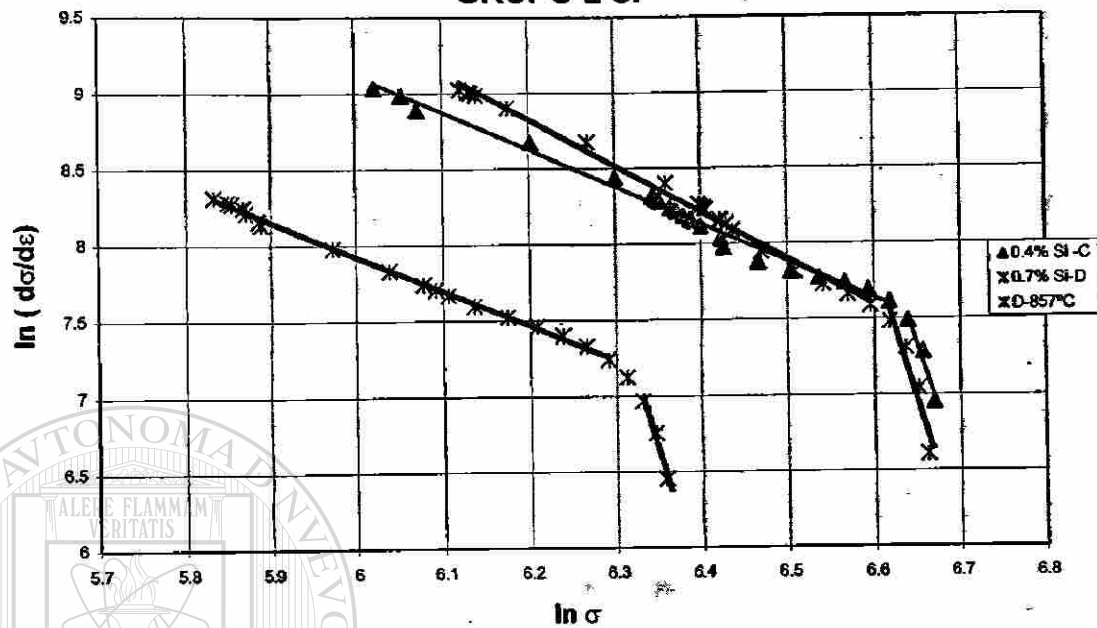
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
GRUPO 0 Si



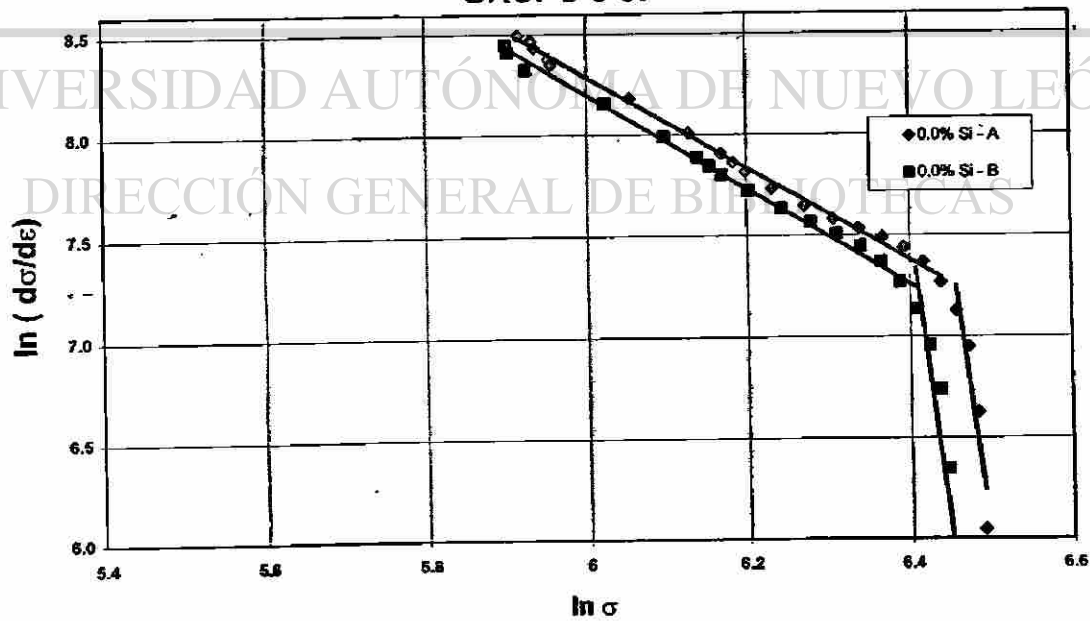
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
GRUPO 1 Si



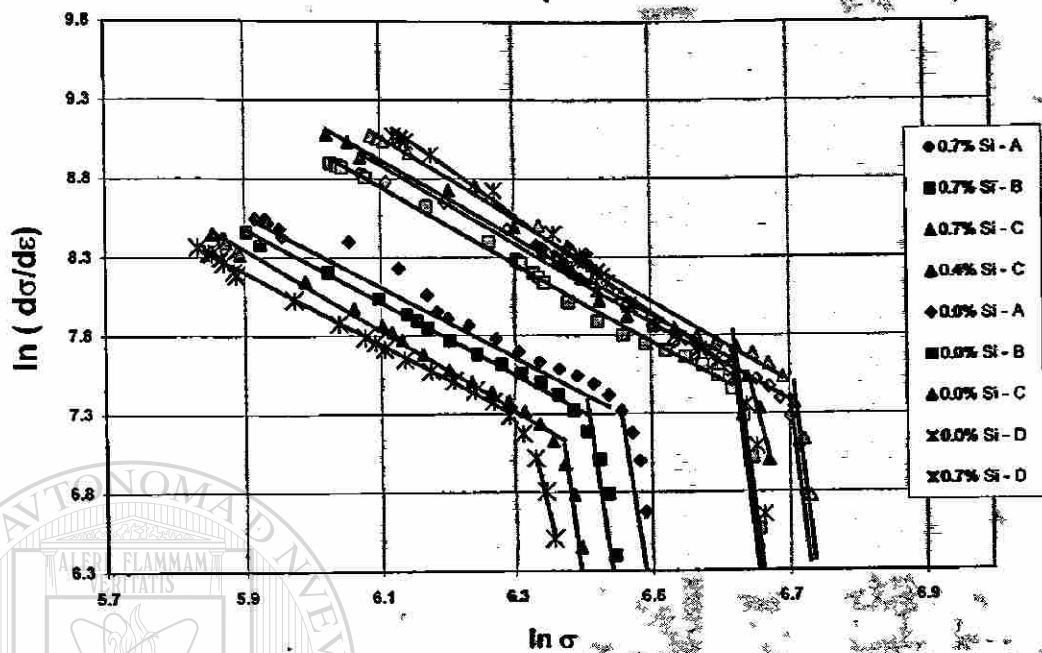
$\ln (ds/de)$ vs $\ln s$
GRUPO 2 Si



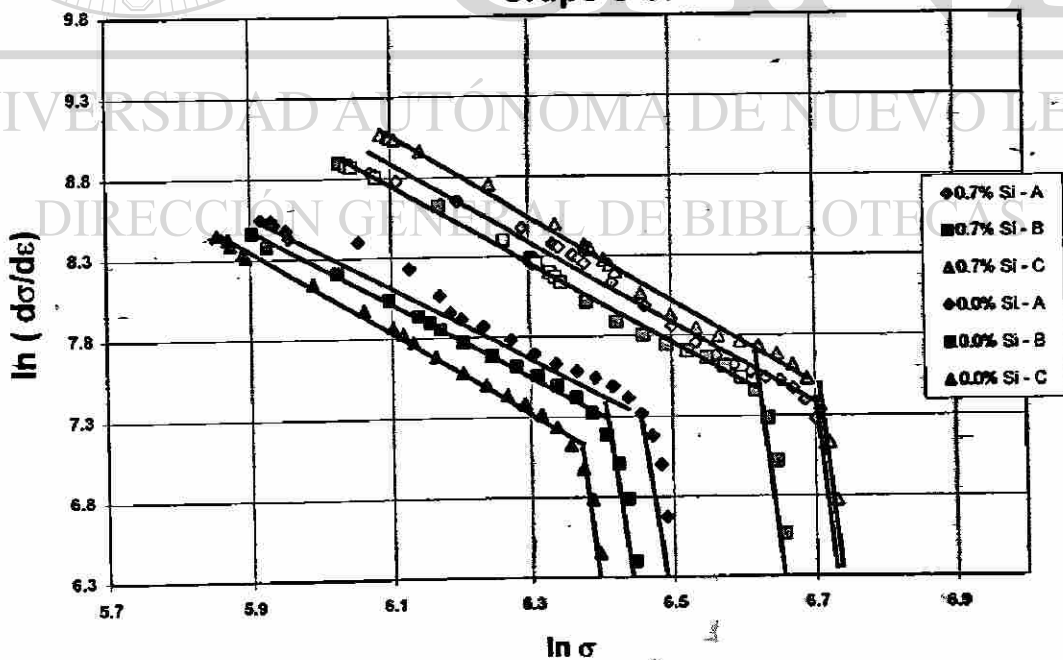
$\ln (d\sigma/de)$ vs $\ln \sigma$
GRUPO 3 Si



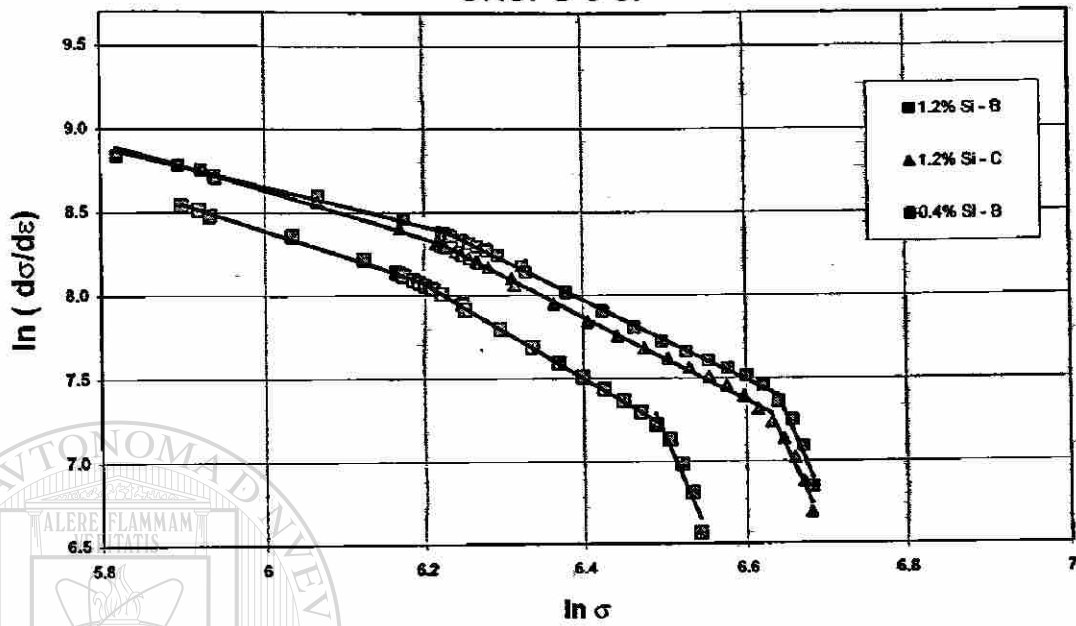
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 4 Si



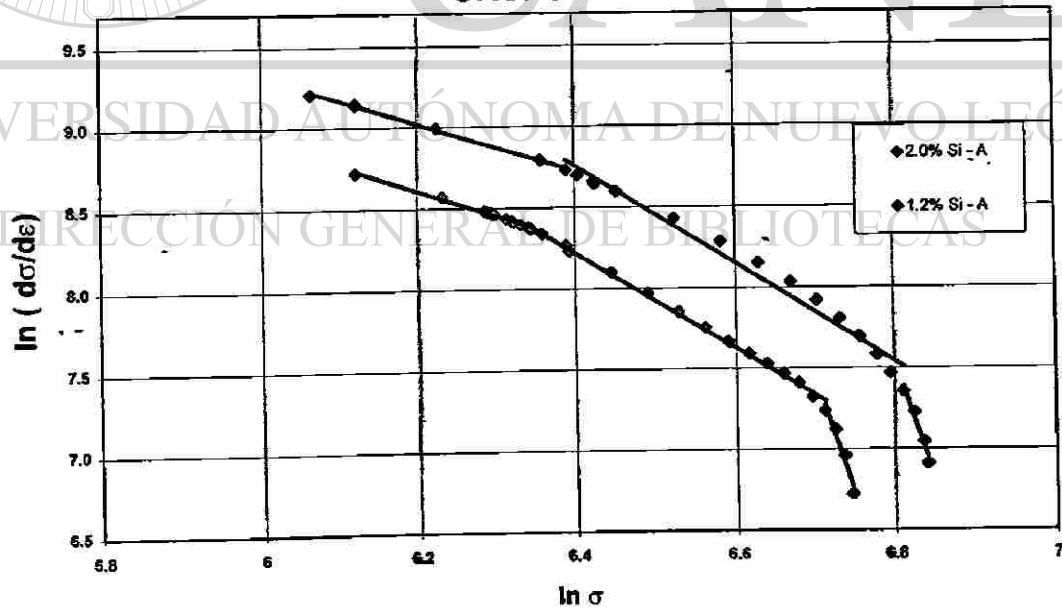
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 5 Si



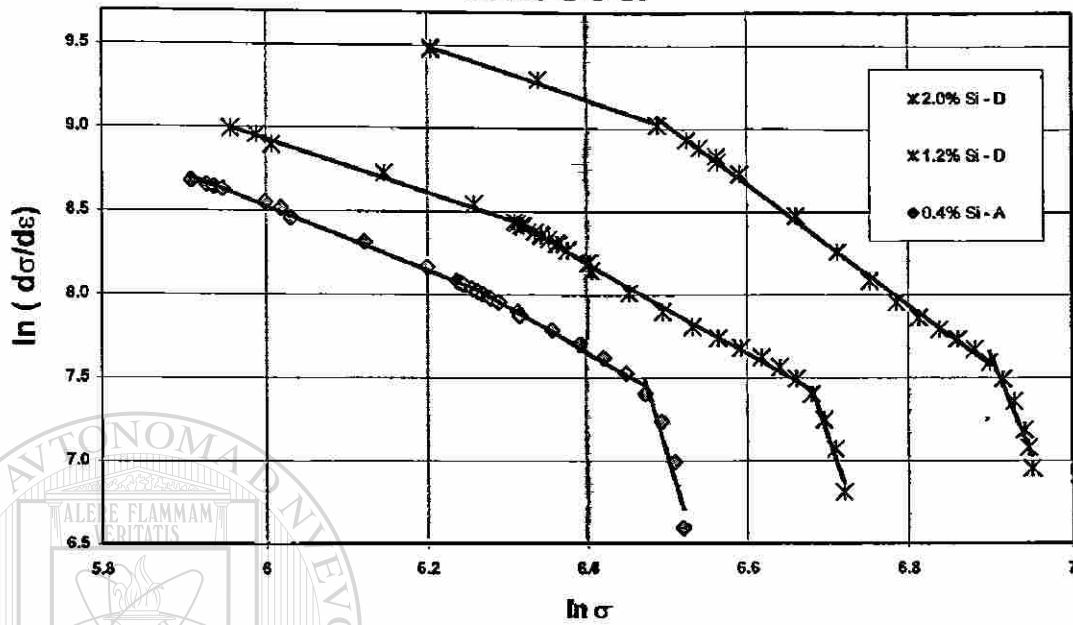
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
GRUPO 6 Si



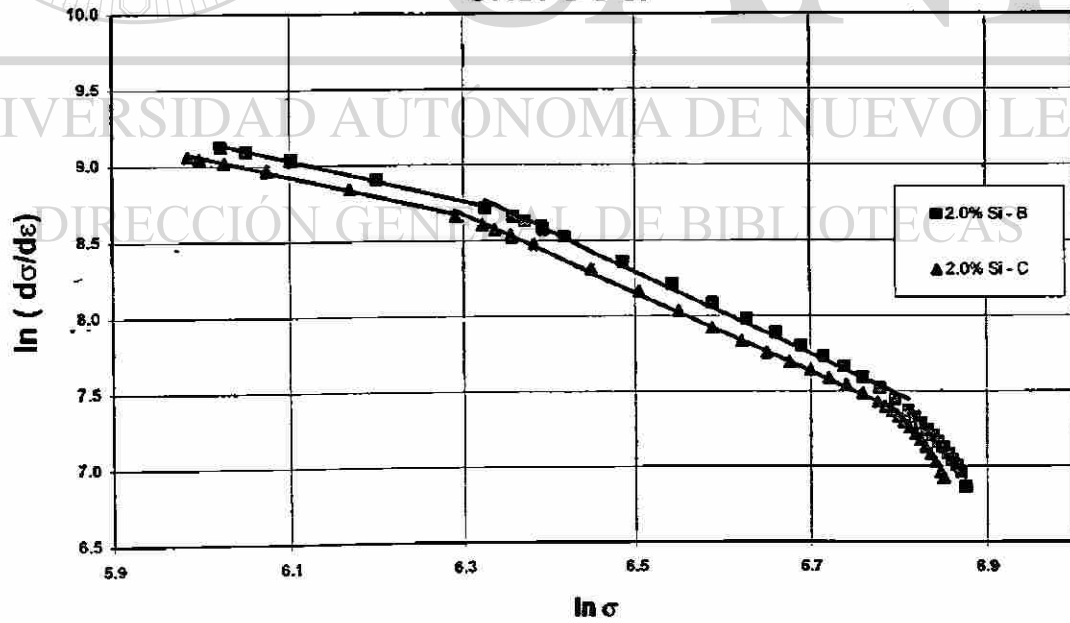
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
GRUPO 7 Si



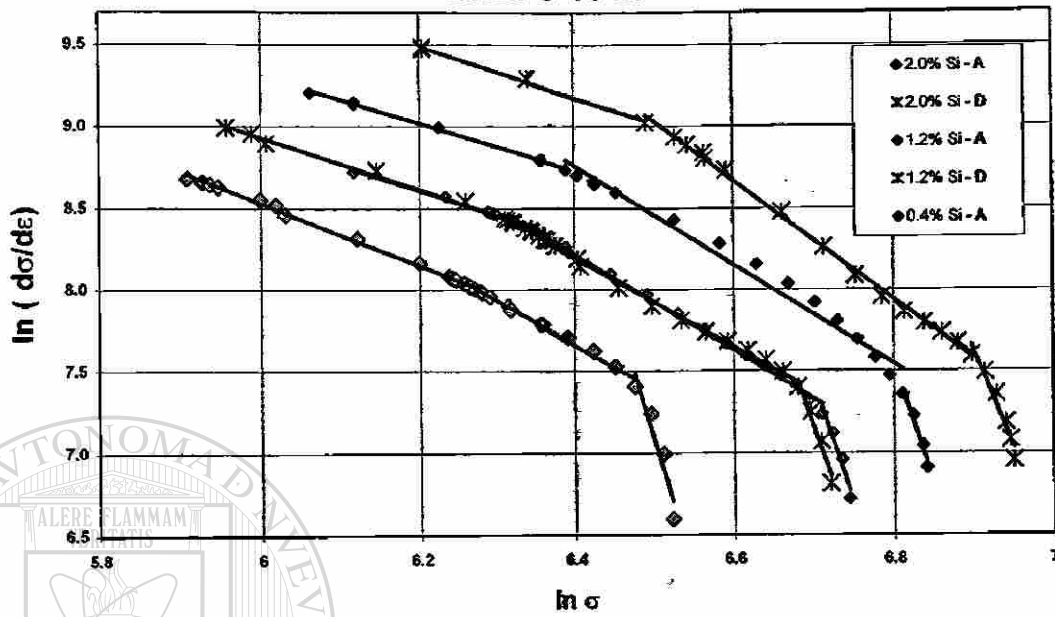
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
GRUPO 8 Si



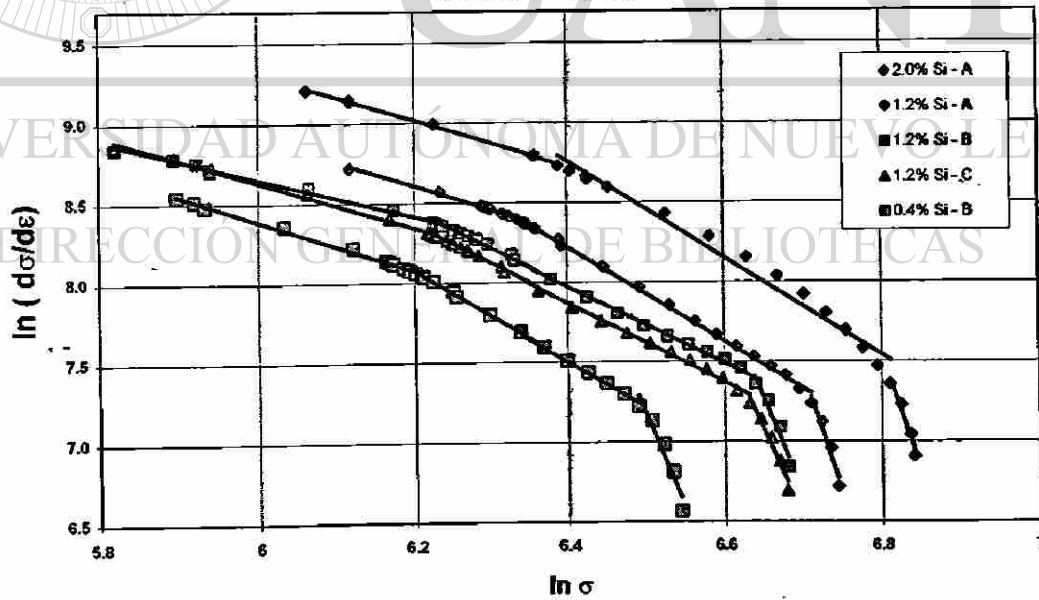
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
GRUPO 9 Si

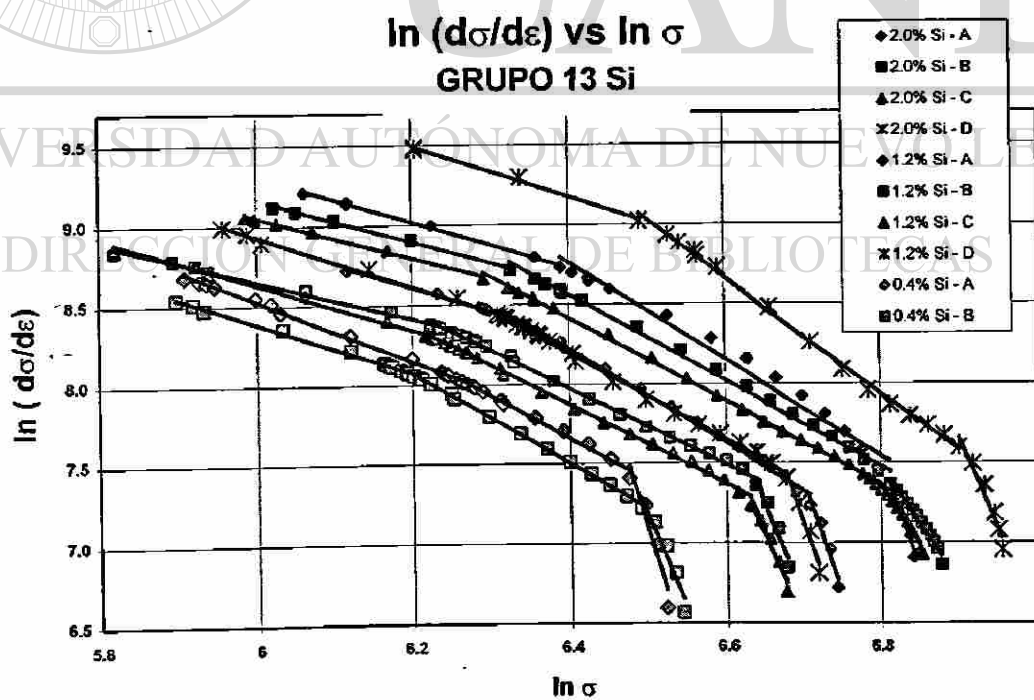
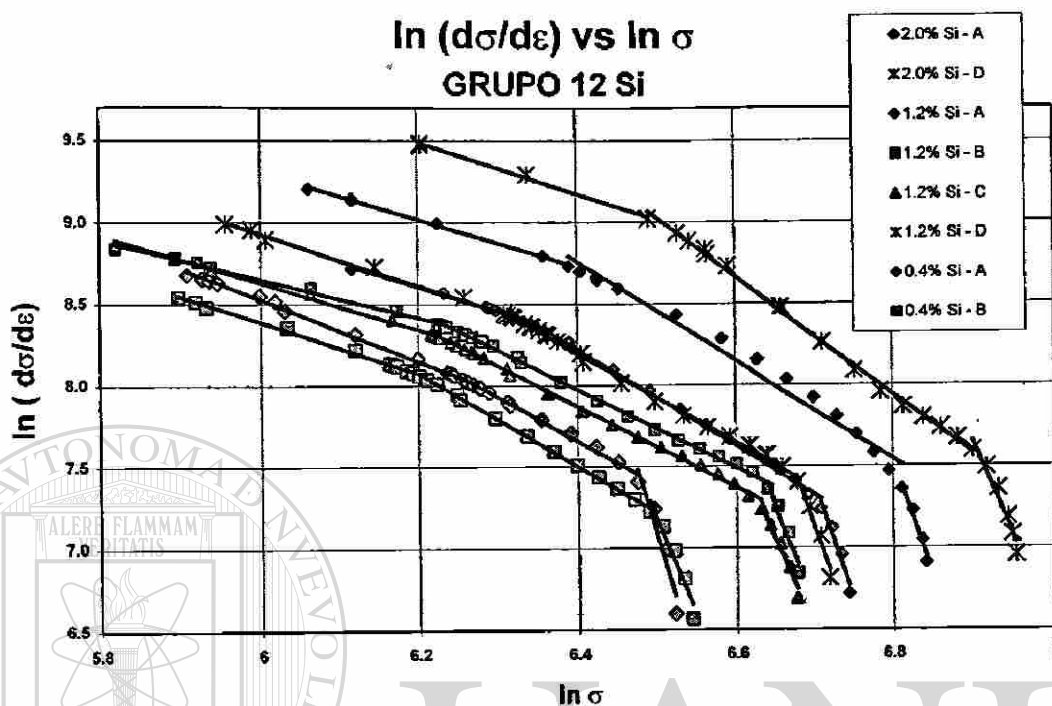


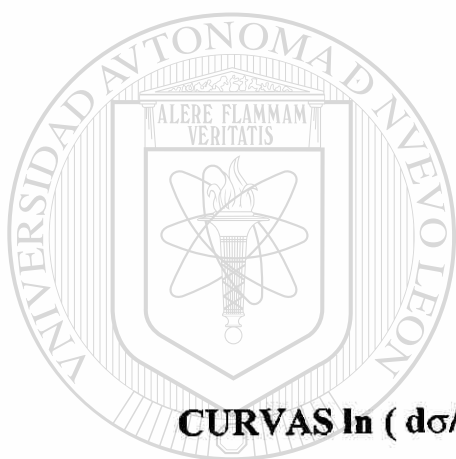
In (dσ/dε) vs In σ
GRUPO 10 Si



In (dσ/dε) vs In σ
GRUPO 11 Si







APÉNDICE

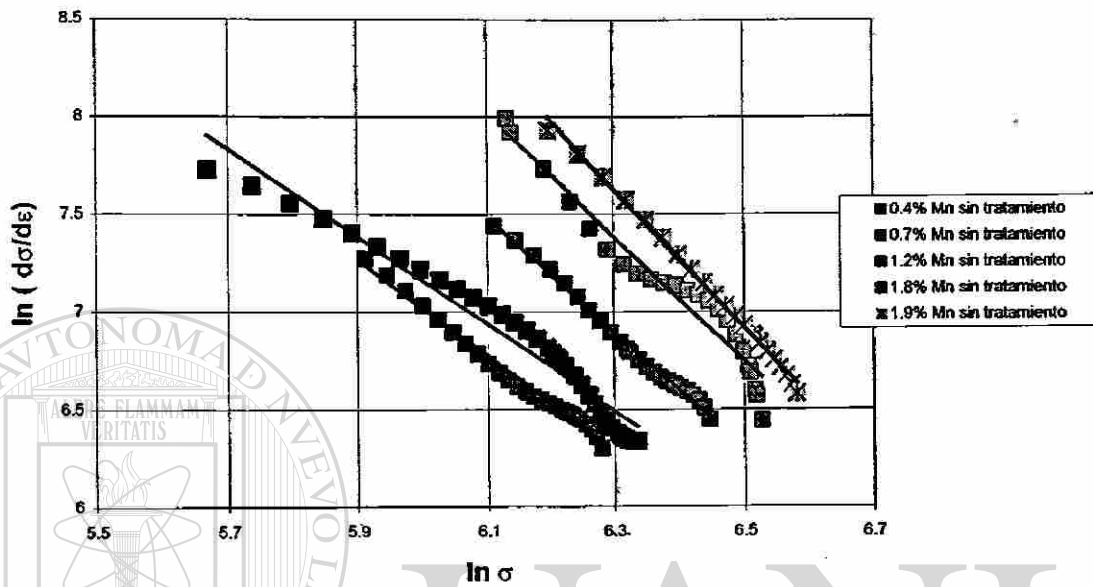
C

CURVAS $\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs. $\ln \sigma$ PARA GRUPOS DE ACEROS AL MANGANESO

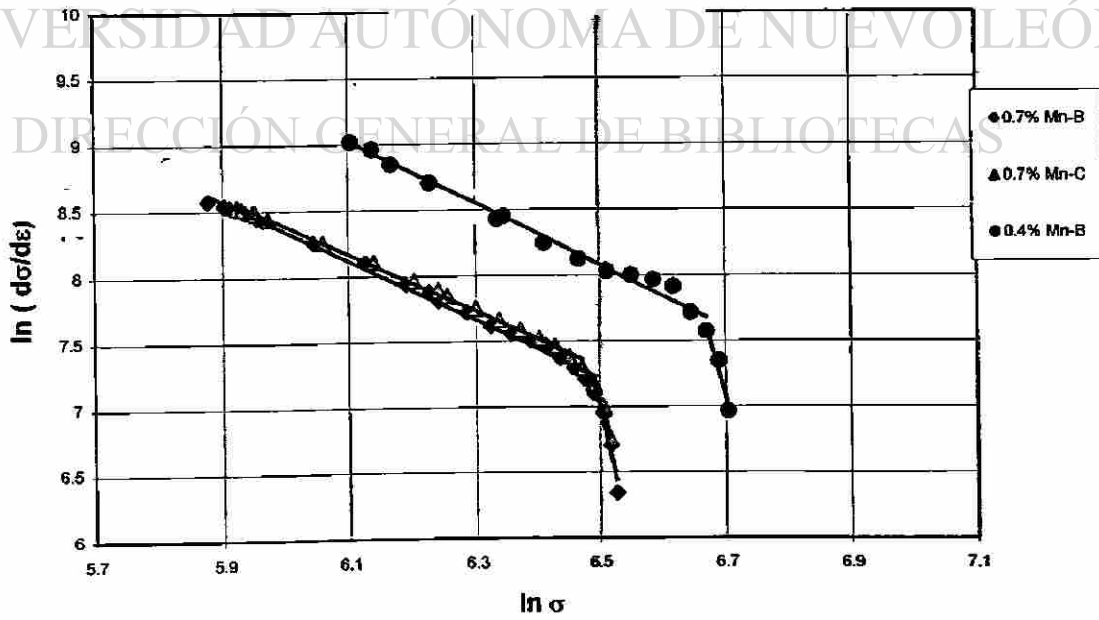
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

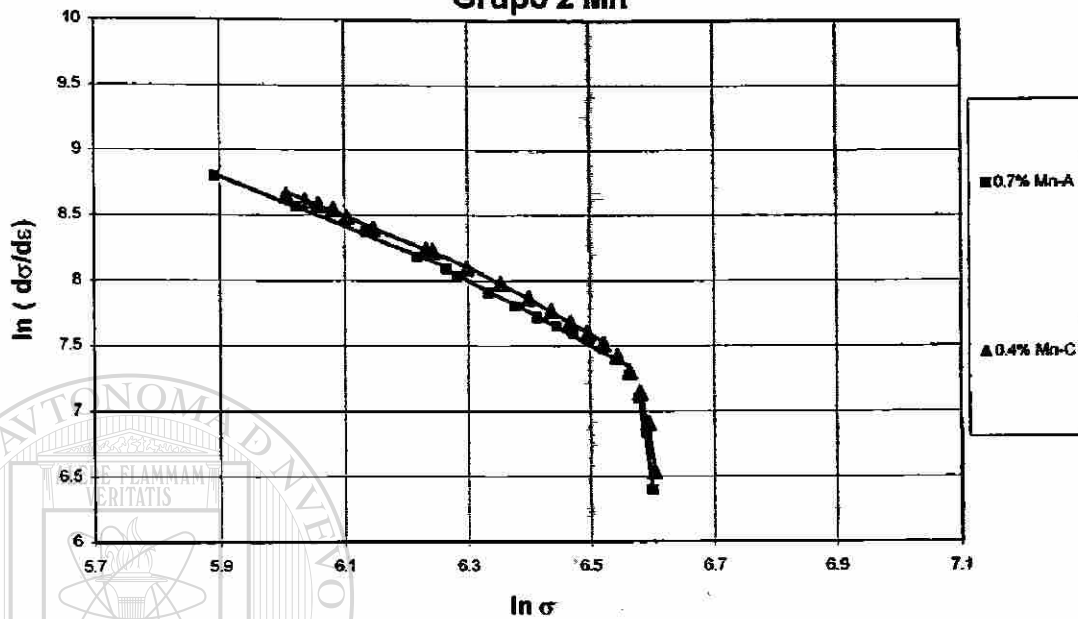
**$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
ACEROS SIN TRATAMIENTO AL Mn**



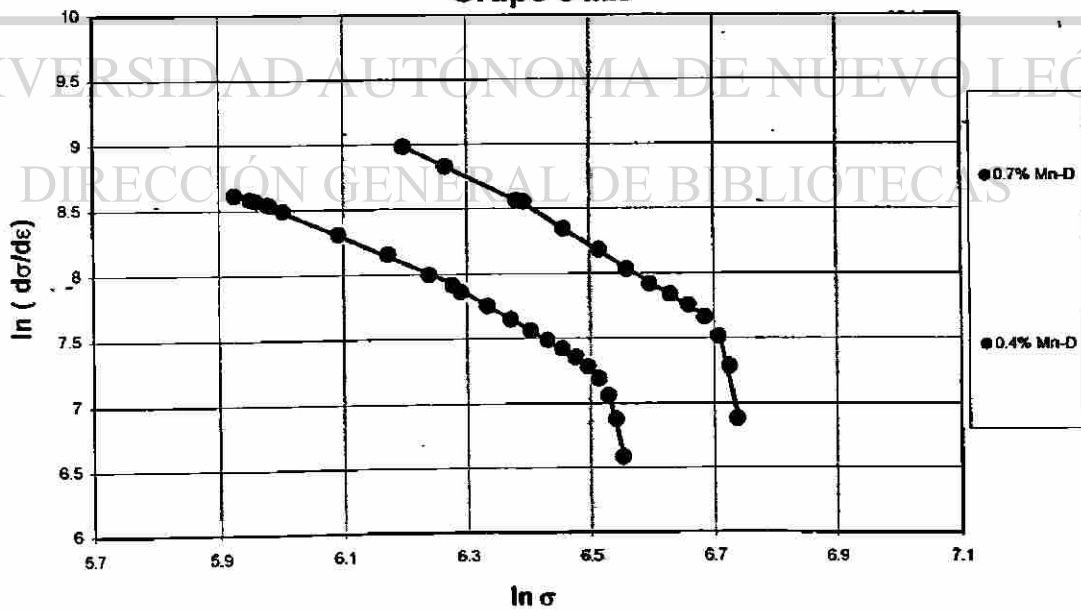
**$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 1 Mn**



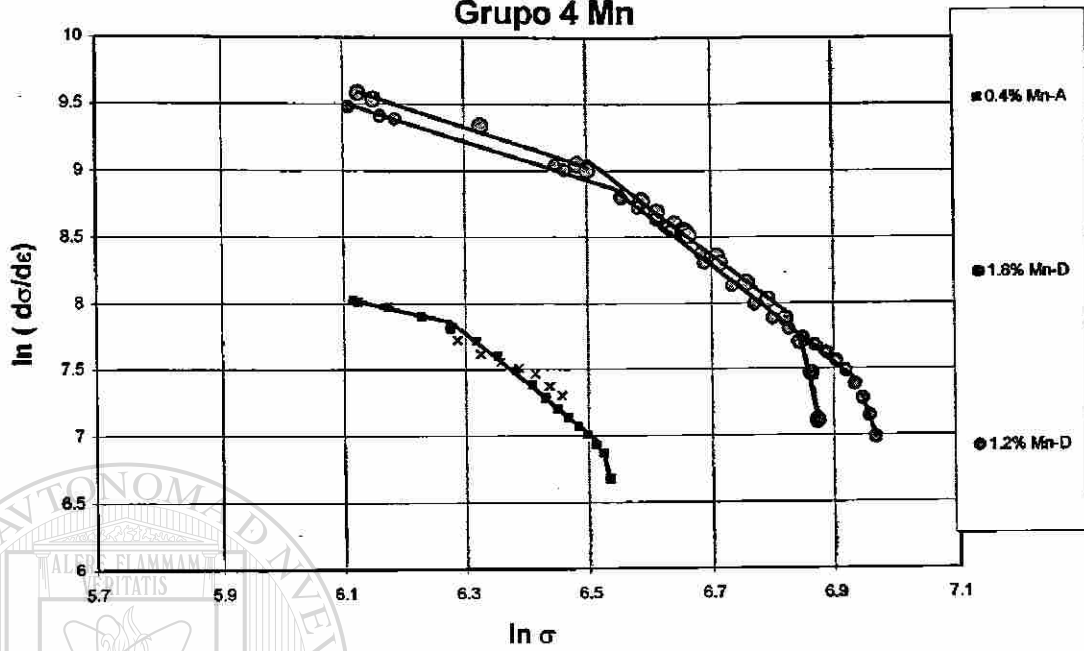
In (dσ/dε) vs In σ
Grupo 2 Mn



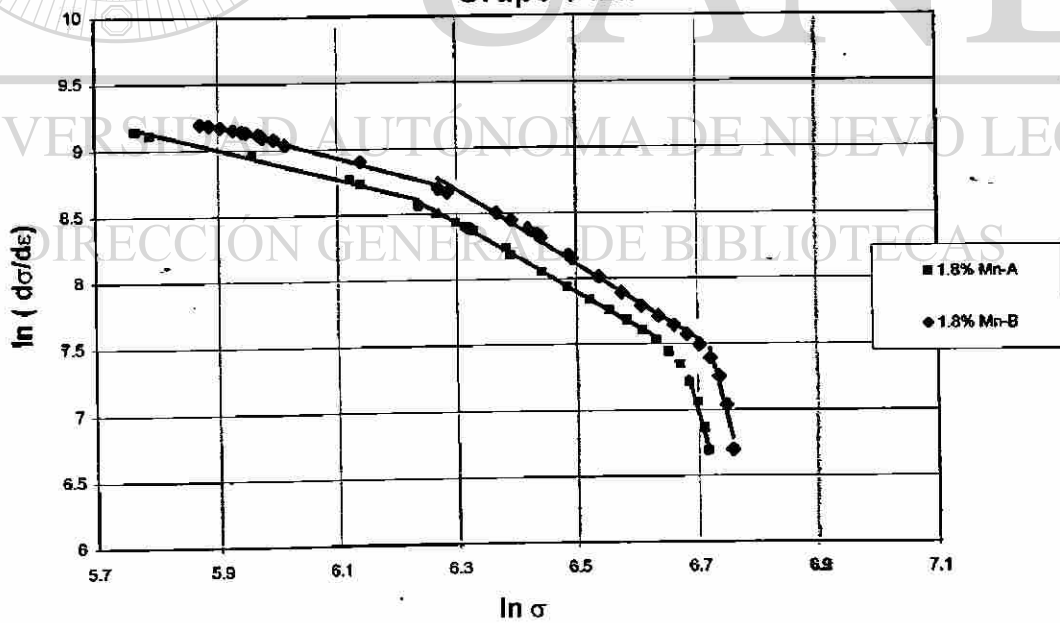
In (dσ/dε) vs In σ
Grupo 3 Mn



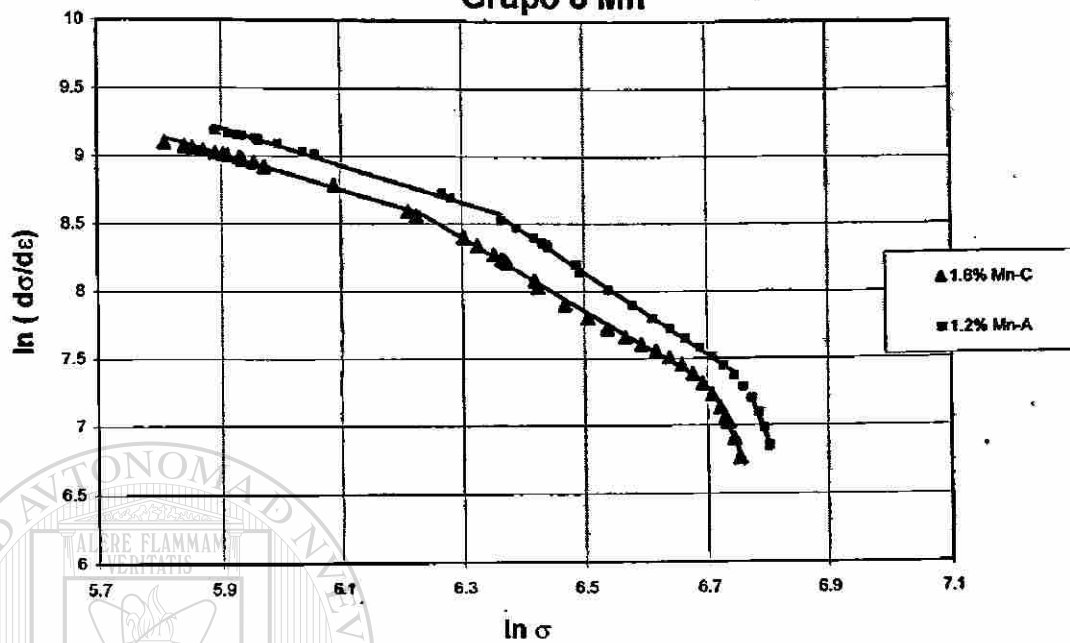
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 4 Mn



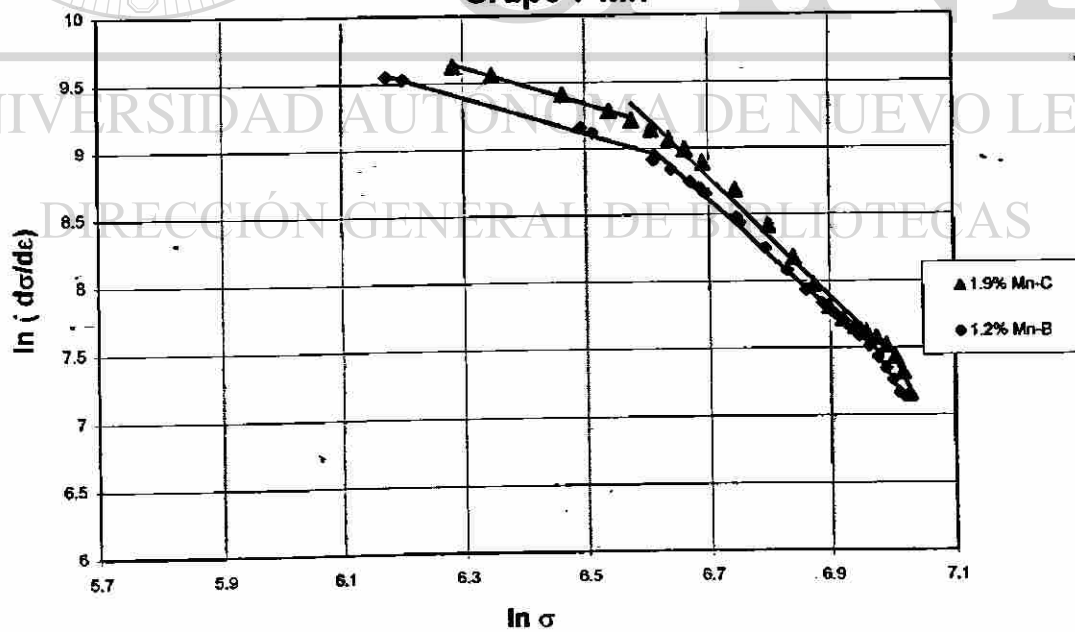
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 5 Mn



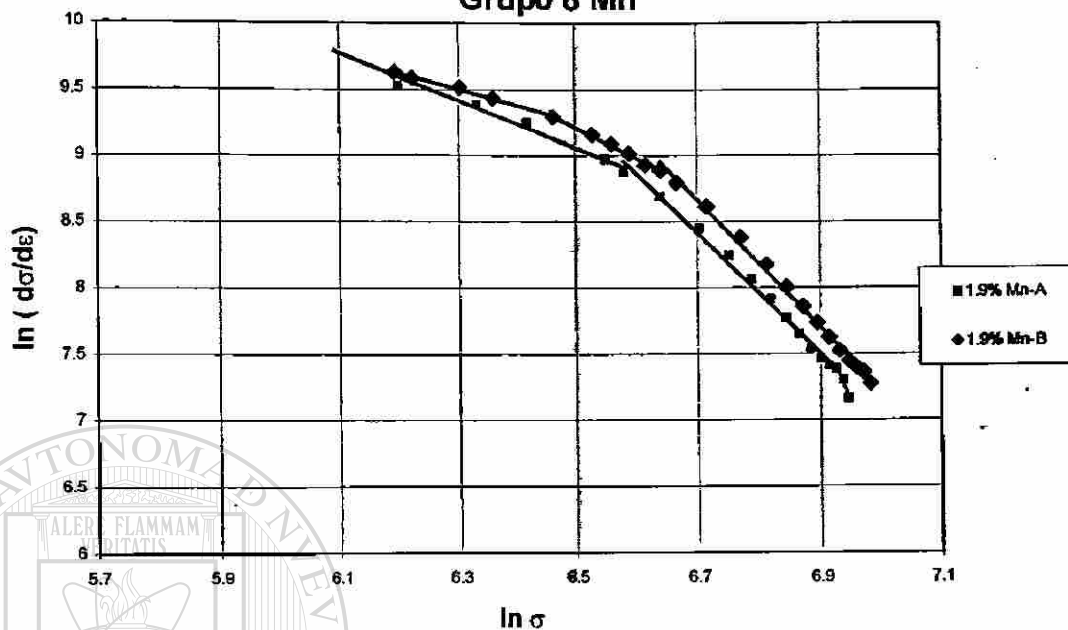
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 6 Mn



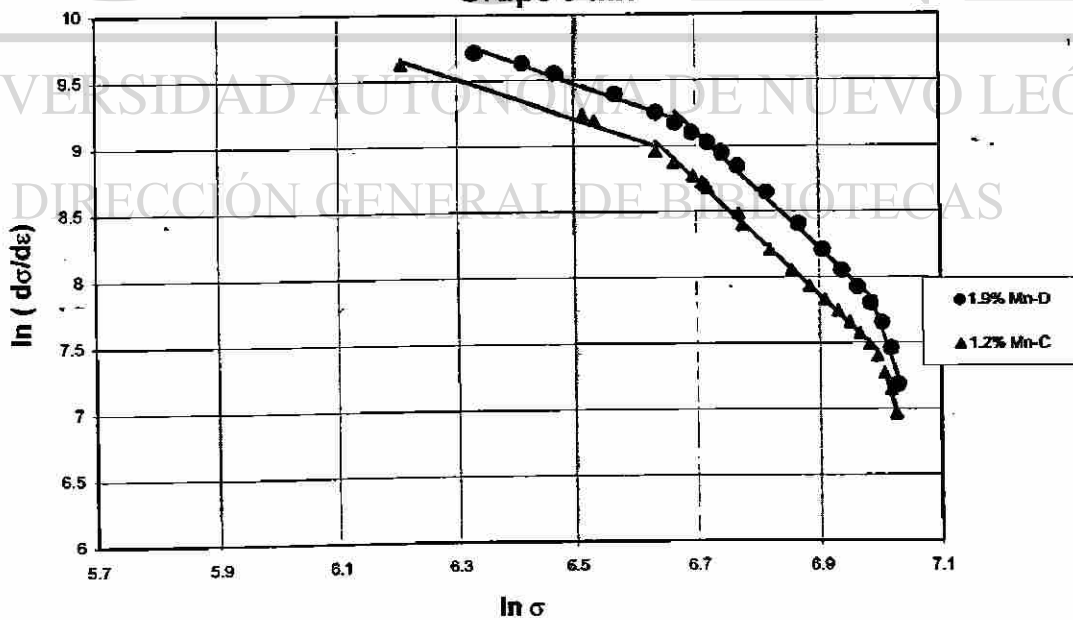
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 7 Mn



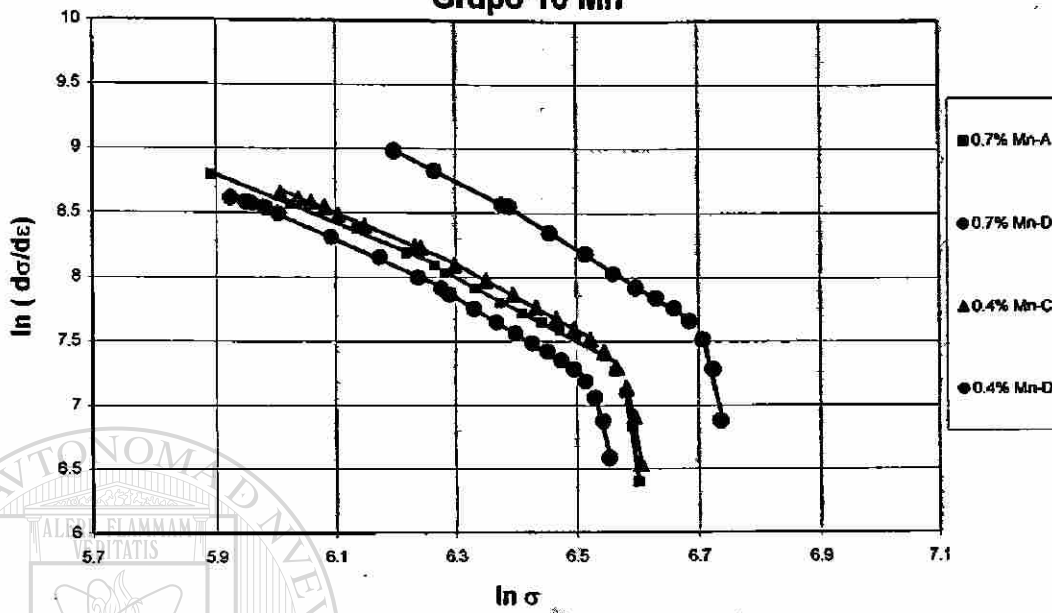
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 8 Mn



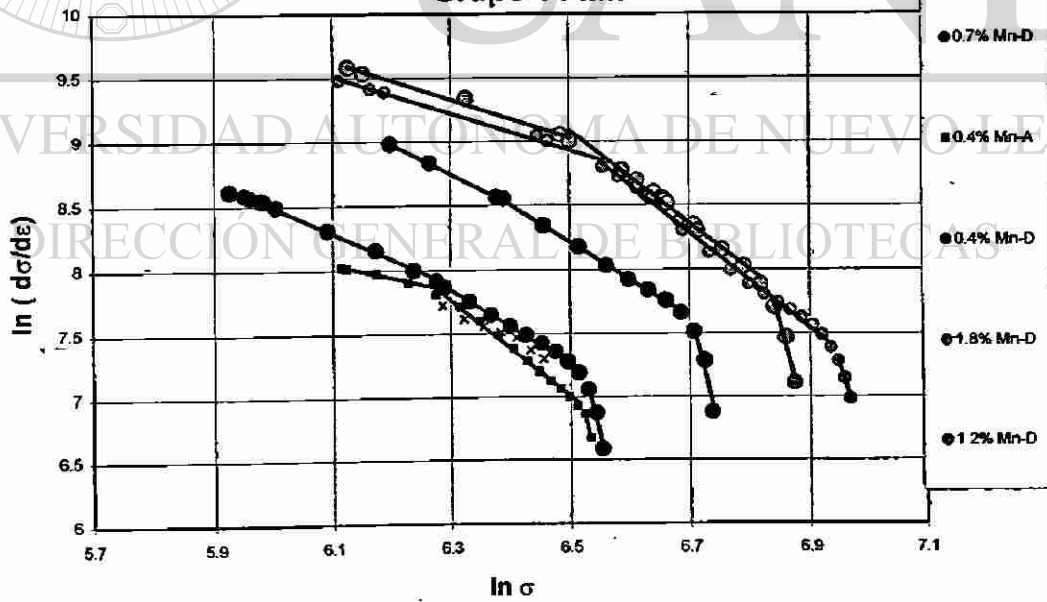
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 9 Mn



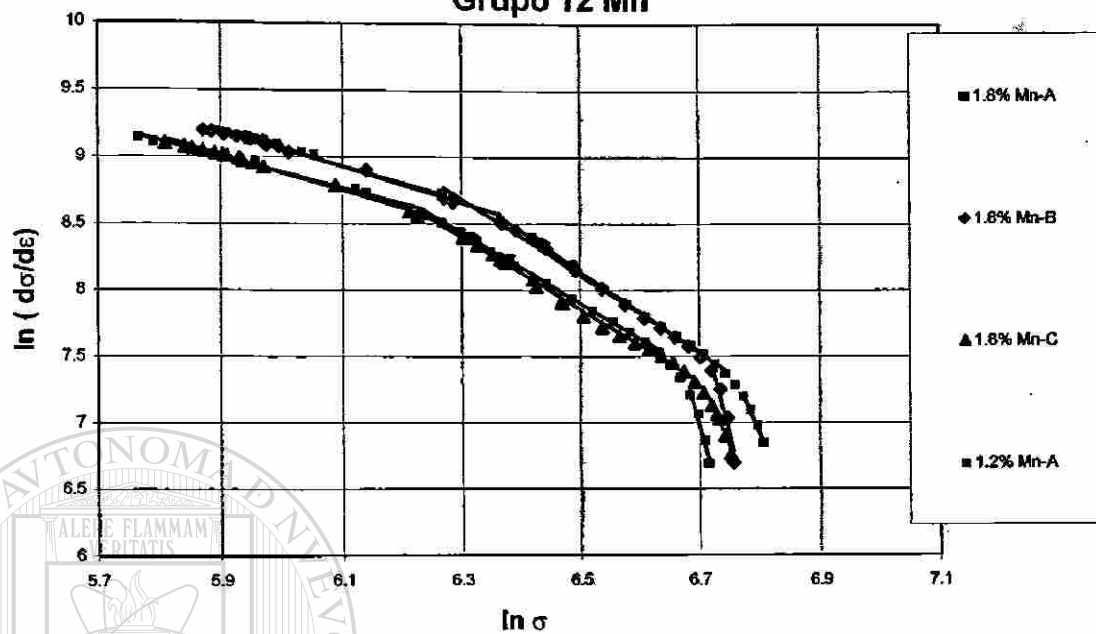
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 10 Mn



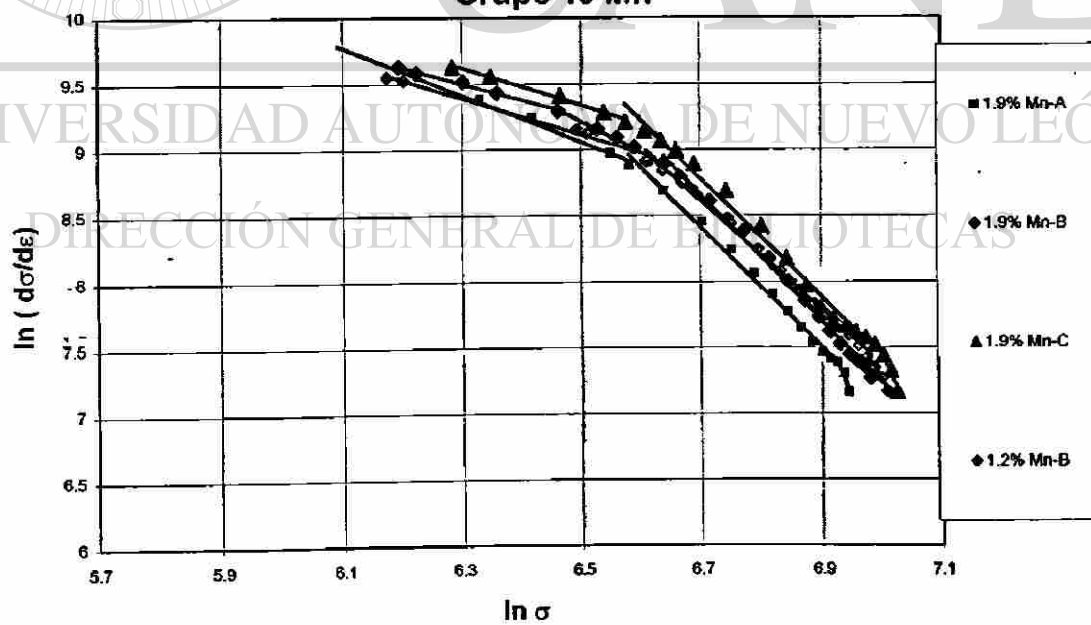
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 11 Mn



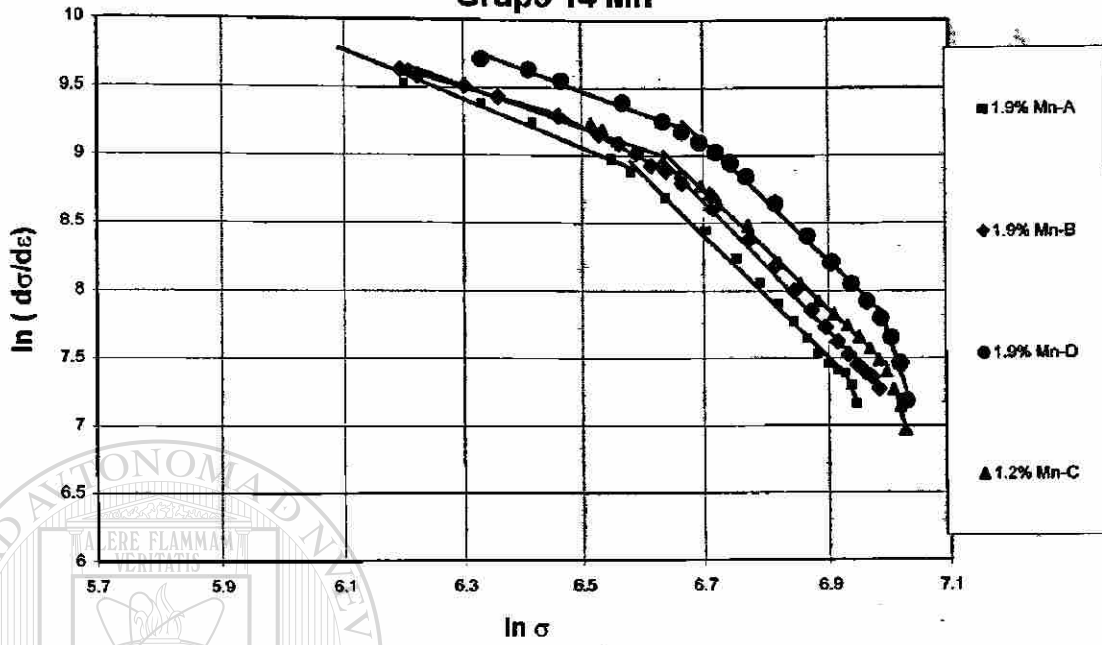
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 12 Mn



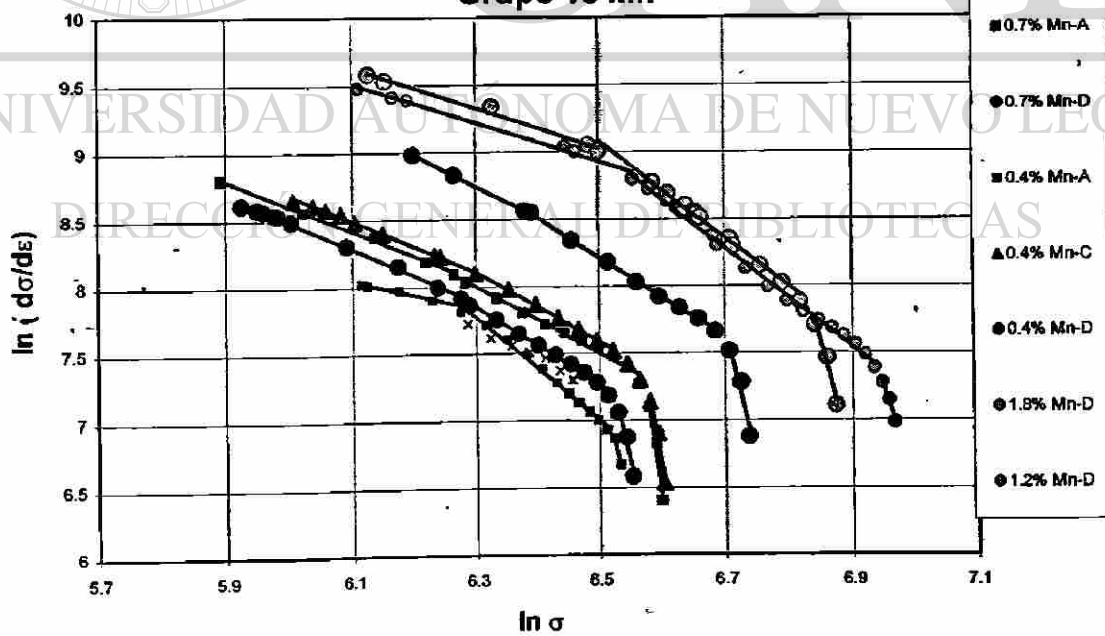
$\ln (d\sigma/d\varepsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 13 Mn



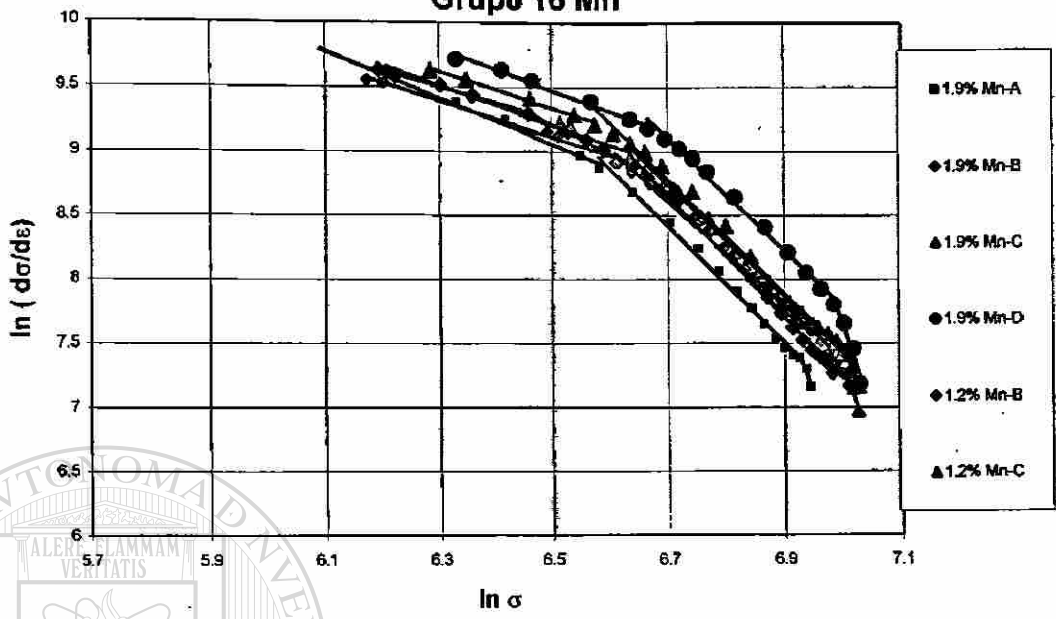
$\ln (\dot{\sigma}/d\dot{\epsilon})$ vs $\ln \sigma$
Grupo 14 Mn



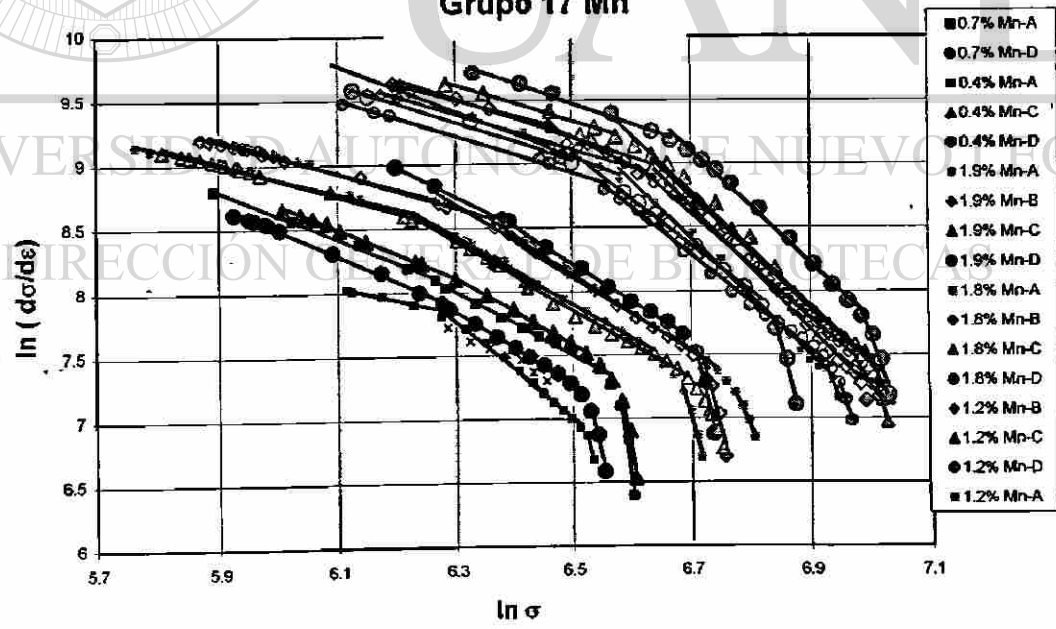
$\ln (\dot{\sigma}/d\dot{\epsilon})$ vs $\ln \sigma$
Grupo 15 Mn

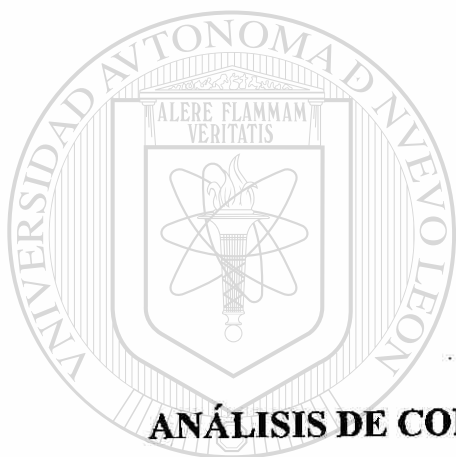


$\ln(d\sigma/d\epsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 16 Mn



$\ln(d\sigma/d\epsilon)$ vs $\ln \sigma$
Grupo 17 Mn





APÉNDICE

D

ANÁLISIS DE CORRELACIÓN MÚLTIPLE PARA ACEROS AL SILICIO

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

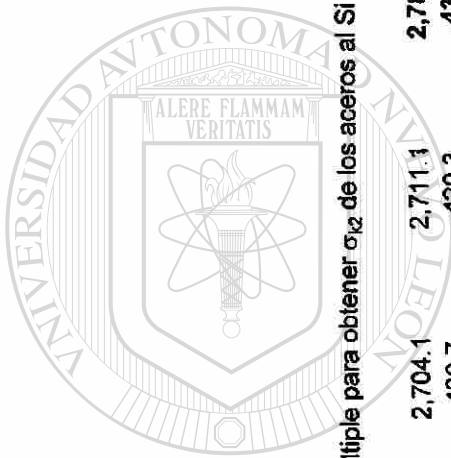


Correlación múltiple para obtener $\sigma_{0.2}$ de los aceros al Si

| | | | | | | |
|-----------------------------|----------|----------|----------|----------|------------|------------|
| Constante | 1364.33 | 1383.53 | 1312.28 | 1414.44 | 1451.48 | 1409.62 |
| % C | 1796.36 | 1818.38 | 1820.24 | 1606.99 | 1727.07 | 1470.22 |
| % Mn | -437.30 | -437.23 | -438.08 | -440.96 | -453.16 | -418.21 |
| % Si | 46.82 | 46.47 | 46.46 | 48.01 | 44.60 | 59.56 |
| f_{oscuro} | -1232.08 | -1257.72 | -1183.98 | -1255.07 | -1322.69 | -953.79 |
| f_{ferrita} | -1226.95 | -1251.04 | -1178.88 | -1256.48 | -1330.11 | -1029.93 |
| Temperatura | 0.31 | 0.30 | 0.30 | 0.29 | 0.32 | |
| $d_{\text{oscuro}}^{-0.5}$ | -8.27 | -8.20 | -7.99 | -8.16 | | |
| $d_{\text{blanca}}^{-0.5}$ | -10.26 | -10.19 | -10.41 | | | |
| f_{blanca} | -62.12 | -79.98 | | | | |
| $d_{\text{ferrita}}^{-0.5}$ | -16.22 | | | | | |
| R^2 | 88.854 | 88.853 | 88.850 | 88.797 | 88.186 | 83.737 |
| R^2 ajustado | 72.930 | 76.312 | 78.939 | 81.668 | 82.278 (2) | 77.482 (1) |

(1) Valores azules: R^2 ajustada con 95 % de nivel de confianza.

(2) Valores en itálica: R^2 ajustado con máximo valor.



Correlación múltiple para obtener σ_{12} de los aceros al Si

| | | | | | | |
|-------------------------|----------|----------|----------|------------|----------|------------|
| Constante | 2,822.8 | 2,704.1 | 2,711.1 | 2,785.8 | 2,972.2 | 2,908.9 |
| % Mn | -415.6 | -420.7 | -420.3 | -432.7 | -361.8 | -346.7 |
| f ferrita | -2,295.2 | -2,186.0 | -2,195.2 | -2,313.4 | -2,539.1 | -2,158.4 |
| % Si | 148.1 | 147.9 | 147.3 | 146.3 | 132.0 | 154.9 |
| f oscura | -2,335.7 | -2,226.8 | -2,234.1 | -2,392.5 | -2,613.3 | -2,144.7 |
| Temperatura | 0.6 | 0.6 | 0.6 | 0.6 | 0.4 | |
| d ferrita -0.5 | -733.4 | -715.6 | -711.6 | -603.1 | | |
| d blanca -0.5 | -13.0 | -13.6 | -13.7 | | | |
| d oscura -0.5 | -1.5 | -0.9 | | | | |
| f blanca | -132.3 | | | | | |
| % C | -73.3 | | | | | |
| R ² | 94.714 | 94.712 | 94.711 | 94.584 | 94.107 | 92.933 |
| R ² ajustado | 87.160 | 90.010 | 91.000 | 91.870 (2) | 91.830 | 90.910 (1) |

(1) Valores azules: R² ajustada con 99 % de nivel de confianza.

(2) Valores en lila: R² ajustado con máximo valor.

Correlación múltiple para obtener σ_u de los aceros al Si

| | | | | | | | | |
|---------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|------------|------------|---------|
| Constante | 2871.72 | 2816.36 | 2553.58 | 2554.08 | 2592.22 | 2731.75 | 2668.73 | 832.91 |
| f ferrita | -2376.12 | -2294.32 | -2025.18 | -2048.69 | -2105.60 | -2274.51 | -1895.54 | -37.02 |
| % Mn | -411.89 | -406.66 | -411.16 | -411.85 | -408.20 | -355.14 | -340.10 | -310.67 |
| % Si | 162.47 | 163.51 | 163.95 | 163.20 | 159.42 | 148.69 | 171.55 | 201.53 |
| f oscura | -2449.60 | -2360.05 | -2084.49 | -2135.25 | -2186.25 | -2351.56 | -1885.09 | |
| Temperatura | 0.52 | 0.52 | 0.51 | 0.53 | 0.54 | 0.42 | | |
| d ferrita ^{-0.5} | -465.31 | -523.65 | -543.44 | -488.26 | -451.38 | | | |
| d oscura ^{-0.5} | -4.48 | -4.97 | -4.34 | -5.59 | | | | |
| d blanca ^{-0.5} | -4.03 | -3.79 | -4.71 | | | | | |
| f blanca | -344.65 | -288.19 | | | | | | |
| % C | 148.66 | | | | | | | |
| R ² | 95.947 | 95.944 | 95.940 | 95.920 | 95.882 | 95.643 | 94.607 | 91.771 |
| R ² ajustado | 90.157 | 91.381 | 92.331 | 93.324 | 93.822 | 93.968 (2) | 93.066 (1) | 90.125 |

(1) Valores azules: R² ajustada con 98 % de nivel de confianza.

(2) Valores en lila: R² ajustado con máximo valor.

Correlación múltiple para obtener s_u de los aceros al Si

| | | | | | | | | |
|----------------------|---------|---------|---------|---------|---------|--------|--------|--------|
| Constante | 177.30 | 166.53 | 153.99 | 144.85 | 137.25 | 57.84 | 49.59 | 67.91 |
| f_{oscura} | -191.15 | -173.73 | -157.84 | -148.46 | -142.33 | -59.11 | -51.19 | -58.43 |
| $f_{ferrita}$ | -181.91 | -166.00 | -150.75 | -141.61 | -134.88 | -53.76 | -44.78 | -54.16 |
| $d_{oscura}^{-0.5}$ | 1.28 | 1.19 | 1.09 | 1.13 | 1.22 | 1.42 | 1.30 | 1.41 |
| Temperatura | 0.01 | 0.01 | 0.01 | 0.01 | 0.01 | 0.01 | 0.01 | 0.01 |
| $d_{blanca}^{-0.5}$ | 1.02 | 1.06 | 1.08 | 0.93 | 1.26 | 0.93 | | |
| f_{blanca} | -131.45 | -120.46 | -113.60 | -103.69 | -86.13 | | | |
| % Mn | 3.14 | 4.16 | 3.10 | 2.45 | | | | |
| $d_{ferrita}^{-0.5}$ | 25.01 | 13.66 | 7.61 | | | | | |
| % Si | -0.72 | -0.52 | | | | | | |
| % C | 28.93 | | | | | | | |
| R^2 | 76.501 | 76.041 | 75.526 | 75.194 | 74.020 | 72.088 | 73.424 | 68.222 |
| R^2 ajustado | 42.930 | 49.088 | 53.770 | 57.831 | 59.849 | 60.458 | 65.830 | 61.867 |

(1) Valores azules: R^2 ajustada con 96 % de nivel de confianza.(2) Valores en lila: R^2 ajustado con máximo valor.

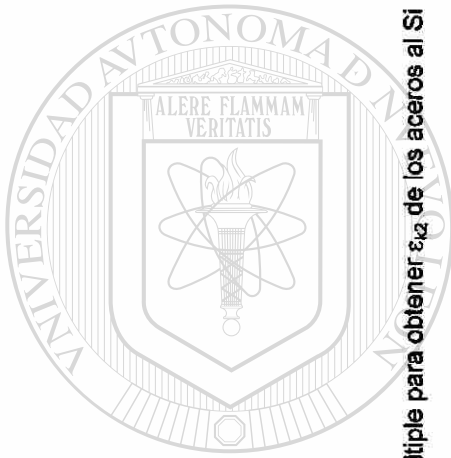


Correlación múltiple para obtener ϵ_i de los aceros al Si

| | | | | | | | |
|--------------------------------------|---------|---------|---------|------------|---------|------------|--------|
| Constante | 272.87 | 250.18 | 253.13 | 245.86 | 266.53 | 260.88 | 42.40 |
| f _{oscura} | -287.24 | -257.73 | -256.32 | -248.36 | -267.02 | -246.27 | -26.45 |
| % Mn | 11.35 | 11.58 | 13.31 | 12.11 | 12.60 | 13.12 | 10.20 |
| % Si | -4.16 | -3.95 | -3.85 | -3.58 | -3.00 | -2.14 | -1.96 |
| f _{ferrita} | -278.87 | -251.65 | -250.50 | -242.41 | -259.85 | -242.38 | -22.71 |
| f _{blanca} | -237.65 | -212.31 | -219.00 | -214.65 | -243.49 | -239.87 | |
| Temperatura | 0.02 | 0.02 | 0.02 | 0.02 | 0.02 | | |
| d _{oscura} ^{-0.5} | 1.39 | 1.41 | 1.23 | 1.17 | | | |
| d _{ferrita} ^{-0.5} | 29.06 | 18.66 | 9.84 | | | | |
| % C | 47.87 | 28.57 | | | | | |
| d _{blanca} ^{-0.5} | 0.08 | | | | | | |
| R ² | 55.314 | 59.587 | 58.985 | 58.655 | 53.428 | 48.979 | 35.572 |
| R ² ajustado | 0.000 | 19.175 | 26.173 | 32.344 (2) | 30.142 | 29.356 (1) | 17.164 |

(1) Valores azules: R² ajustada con 91 % de nivel de confianza.

(2) Valores en itálica: R² ajustado con máximo valor.



Correlación múltiple para obtener ϵ_{12} de los aceros al Si

| | | | | | |
|---------------------------|--------|--------|--------|--------|----------------|
| Constante | 1.268 | 1.222 | 1.160 | 1.161 | 0.677 |
| % C | 0.449 | 0.396 | 0.522 | 0.420 | 0.392 |
| f ferrita | -1.318 | -1.260 | -1.213 | -1.200 | -0.712 |
| d oscura ^{-0.5} | 0.017 | 0.017 | 0.018 | 0.018 | 0.018 |
| % Si | -0.016 | -0.015 | -0.014 | -0.014 | -0.014 |
| Temperatura | 0.000 | 0.000 | 0.000 | 0.000 | 0.000 |
| f oscura | -1.379 | -1.317 | -1.276 | -1.255 | -0.765 |
| f blanca | -0.703 | -0.660 | -0.578 | -0.527 | |
| d blanca ^{-0.5} | -0.004 | -0.005 | -0.004 | | |
| % Mn | 0.021 | 0.020 | | | |
| d ferrita ^{-0.5} | 0.039 | | | | |
| R-squared = 82.3875 | 82.388 | 82.350 | 81.848 | 83.413 | 82.302 |
| R-squared (adjusted) | 57.227 | 62.494 | 65.713 | 72.857 | 73.452 (1 y 2) |

(1) Valores azules: R^2 ajustado con 90 % de nivel de confianza.

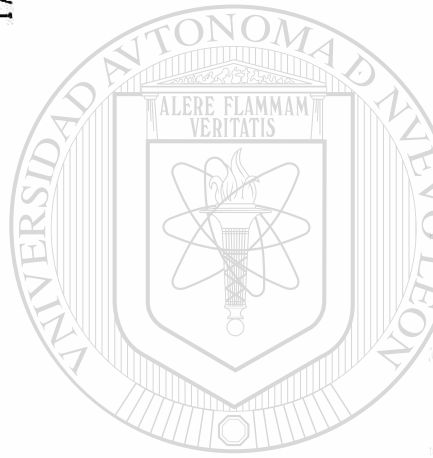
(2) Valores en azul: R^2 ajustado con máximo valor.

Correlación múltiple para obtener σ_u x σ_s de los aceros al Si

| | | | | | | | |
|--------------------------------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|
| Constante | 253,013.0 | 235,262.0 | 234,449.0 | 240,782.0 | 238,989.0 | 247,737.0 | 274,518.0 |
| Temperatura | 26.8 | 26.2 | 26.6 | 25.8 | 25.7 | 31.0 | 32.6 |
| f _{oscura} | -273,183.0 | -250,218.0 | -249,009.0 | -254,293.0 | -251,892.0 | -266,028.0 | -295,447.0 |
| f _{ferrita} | -264,126.0 | -242,928.0 | -241,719.0 | -247,172.0 | -244,771.0 | -257,890.0 | -284,970.0 |
| f _{blanca} | -172,502.0 | -152,830.0 | -152,680.0 | -160,578.0 | -157,838.0 | -154,497.0 | -177,971.0 |
| d _{oscura} ^{-0.5} | 952.1 | 971.4 | 951.1 | 900.9 | 867.6 | 1,097.8 | |
| % Si | 607.0 | 760.4 | 804.7 | 740.3 | 743.2 | | |
| % C | 29,164.7 | 14,693.5 | 12,732.6 | 4,521.1 | | | |
| % Mn | -1,438.5 | -1,245.7 | -1,295.0 | | | | |
| d _{ferrita} ^{-0.5} | 9,918.9 | 1,980.0 | | | | | |
| d _{blanca} ^{-0.5} | 83.6 | | | | | | |
| R ² | 86.320 | 86.912 | 86.908 | 86.853 | 86.825 | 86.278 | 83.684 |
| R ² ajustado | 66.678 | 73.824 | 76.434 | 78.486 | 80.237 | 81.000 (2) | 79.023 (1) |

(1) Valores azules: R² ajustada con 91 % de nivel de confianza.

(2) Valores en itálica: R² ajustado con máximo valor.



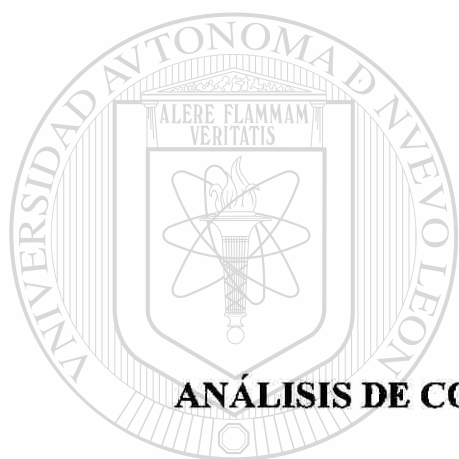
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECA

Correlación múltiple para obtener σ_{yp} / σ_u de los aceros al Si

| | | | | | | | |
|-------------------------|--------|--------|--------|--------|--------|------------|------------|
| Constante | 0.143 | 0.228 | 0.257 | 0.342 | 0.396 | 0.458 | 0.487 |
| % C | 3.181 | 3.200 | 3.193 | 2.675 | 2.461 | 2.261 | 2.290 |
| % Mn | -0.321 | -0.320 | -0.312 | -0.310 | -0.297 | -0.301 | -0.317 |
| % Si | -0.047 | -0.048 | -0.047 | -0.043 | -0.035 | -0.031 | -0.030 |
| d oscura -0.5 | -0.007 | -0.007 | -0.008 | -0.008 | -0.011 | -0.013 | -0.025 |
| f oscura | 0.120 | 0.026 | 0.037 | 0.070 | 0.075 | 0.080 | |
| d ferrita -0.6 | 0.457 | 0.472 | 0.518 | 0.320 | 0.183 | | |
| f blanca | 0.434 | 0.349 | 0.331 | 0.358 | | | |
| d blanca -0.5 | -0.009 | -0.008 | -0.009 | | | | |
| Temperatura | 0.000 | 0.000 | | | | | |
| f ferrita | 0.091 | | | | | | |
| R ² | 97.053 | 97.051 | 96.996 | 96.803 | 96.532 | 96.343 | 93.187 |
| R ² ajustado | 92.843 | 93.734 | 94.326 | 94.678 | 94.798 | 94.937 (2) | 91.240 (1) |

(1) Valores azules: R² ajustada con 99 % de nivel de confianza.

(2) Valores en itálica: R² ajustado con máximo valor.



APÉNDICE

E

ANÁLISIS DE CORRELACIÓN MÚLTIPLE PARA ACEROS AL MANGANESO

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

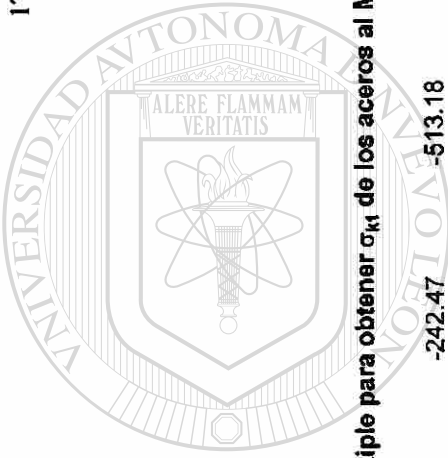


Correlación múltiple para obtener $\sigma_{0.2}$ de los aceros al Mn

| | | | | | | |
|--------------------------------------|---------|---------|---------|------------|------------|---------|
| Constante | -958.98 | -943.87 | -831.63 | -874.25 | -821.66 | -880.69 |
| f _{oscura} | -290.04 | -265.23 | -286.71 | -223.35 | -249.78 | |
| f _{ferrita} | 181.68 | 175.34 | 156.22 | 141.72 | 157.32 | 100.84 |
| Temperatura | 1.44 | 1.42 | 1.29 | 1.34 | 1.14 | 1.23 |
| % C | 2104.07 | 2033.37 | 1805.61 | 1654.82 | 1795.89 | 1840.55 |
| % Mn | 201.14 | 189.14 | 170.82 | 165.63 | 133.89 | 104.27 |
| d _{oscura} ^{-0.5} | -41.97 | -43.15 | -42.17 | -38.19 | -47.27 | |
| d _{ferrita} ^{-0.5} | -577.83 | -564.18 | -491.14 | -436.15 | | |
| d _{blanca} ^{-0.5} | -16.57 | -15.95 | -7.68 | | | |
| f _{blanca} | -286.16 | -278.07 | | | | |
| % Si | -33.67 | | | | | |
| R ² | 80.733 | 80.704 | 79.874 | 79.025 | 76.789 | 71.791 |
| R ² ajustado | 56.649 | 61.408 | 63.773 | 66.789 (2) | 60.076 (1) | 61.716 |

(1) Valores azules: R² ajustada con 90 % de nivel de confianza.

(2) Valores en itálica: R² ajustado con máximo valor.


Correlación múltiple para obtener σ_{K1} de los aceros al Mn

| | | | | | | | |
|--------------------------------------|----------|----------|----------|----------|------------|----------|------------|
| Constante | -444.46 | -246.52 | -242.47 | -513.18 | -550.52 | -379.71 | -192.73 |
| % Mn | 273.06 | 264.21 | 258.28 | 271.57 | 292.74 | 243.51 | 245.21 |
| Temperatura | 0.68 | 0.64 | 0.63 | 1.01 | 1.17 | 0.96 | 0.91 |
| d _{oscura} ^{-0.5} | -94.13 | -94.86 | -95.41 | -86.25 | -75.87 | -66.85 | -75.95 |
| f _{oscura} | -592.44 | -751.08 | -735.77 | -691.23 | -645.57 | -630.55 | -708.26 |
| % C | 1,263.06 | 1,246.56 | 1,214.20 | 1,453.02 | 1,305.18 | 1,339.27 | |
| f _{blanca} | -654.83 | -806.56 | -798.81 | -857.43 | -749.09 | | |
| d _{ferrita} ^{-0.5} | 592.68 | 624.87 | 630.37 | 420.88 | | | |
| d _{blanca} ^{-0.5} | 22.79 | 22.73 | 22.97 | | | | |
| % Si | -30.12 | -16.79 | | | | | |
| f _{ferrita} | 169.87 | | | | | | |
| R ² | 94.649 | 94.647 | 94.643 | 94.057 | 93.236 | 91.208 | 88.471 |
| R ² ajustado | 81.271 | 85.011 | 87.500 | 88.857 | 88.727 (2) | 86.812 | 84.278 (1) |

(1) Valores azules: R² ajustada con 92 % de nivel de confianza.

(2) Valores en itálica: R² ajustado con máximo valor.

Correlación múltiple para obtener σ_{12} de los aceros al Mn

| | | | | | | | |
|---------------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|------------|------------|
| Constante | -8,905.03 | -6,519.84 | -5,374.48 | -3,209.71 | 108.88 | 163.12 | -48.55 |
| % Mn | 662.26 | 537.02 | 415.98 | 372.29 | 339.95 | 359.37 | 358.59 |
| f ferrita | 8,284.78 | 6,288.93 | 5,313.77 | 3,956.23 | 679.90 | 602.33 | 709.21 |
| d oscura ^{-0.5} | -77.48 | -93.44 | -100.10 | -106.46 | -98.80 | -102.39 | -103.81 |
| d blanca ^{-0.5} | 106.89 | 116.52 | 114.05 | 117.12 | 94.45 | 90.68 | 76.01 |
| % C | -988.34 | -1,391.40 | -1,984.47 | -1,904.41 | -1,792.74 | -1,622.54 | |
| f blanca | 7,252.21 | 5,449.97 | 4,704.04 | 3,727.71 | 548.68 | | |
| f oscura | 7,252.61 | 5,392.08 | 4,710.76 | 3,308.25 | | | |
| Temperatura | 1.94 | 1.26 | 0.98 | | | | |
| % Si | -493.44 | -317.20 | | | | | |
| d ferrita ^{-0.6} | -670.13 | | | | | | |
| R ² | 84.367 | 83.990 | 83.408 | 81.995 | 80.151 | 79.555 | 77.252 |
| R ² ajustado | 58.310 | 63.405 | 66.815 | 67.990 | 68.241 | 70.262 (2) | 69.669 (1) |

(1) Valores azules: R² ajustada con 89 % de nivel de confianza.

(2) Valores en lila: R² ajustado con máximo valor.

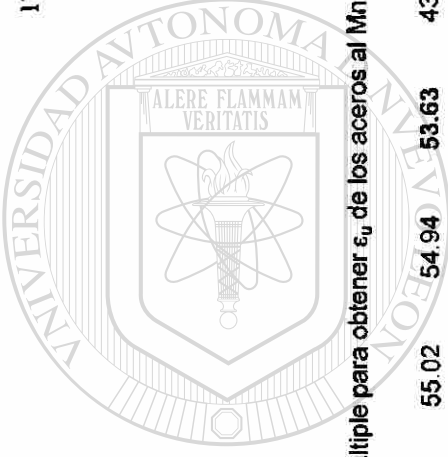
Correlación múltiple para obtener σ_y de los aceros al Mn

| | | | | | | | | |
|-----------------------------|----------|----------|----------|------------|----------|----------|------------|------------|
| Constante | 126.44 | 79.57 | 215.47 | 164.77 | 209.71 | 161.70 | 296.17 | 396.07 |
| f_{blanca} | 827.05 | 794.66 | 826.72 | 745.79 | 691.08 | 867.52 | 980.31 | 1,137.25 |
| % Si | 363.10 | 333.91 | 345.11 | 466.83 | 482.58 | 635.01 | 697.54 | 869.98 |
| $d_{\text{ferrita}}^{-0.5}$ | 571.92 | 562.32 | 645.39 | 710.52 | 708.16 | 945.79 | 717.67 | |
| % C | 1,806.67 | 1,903.81 | 1,892.15 | 1,720.95 | 1,465.58 | 1,145.93 | | |
| $d_{\text{oscura}}^{-0.5}$ | -60.97 | -60.84 | -65.06 | -66.53 | -69.65 | -78.64 | | |
| % Mn | 106.85 | 121.83 | 111.45 | 72.14 | 67.87 | | | |
| $d_{\text{blanca}}^{-0.6}$ | 22.04 | 20.31 | 23.89 | 25.24 | | | | |
| f_{oscura} | -106.37 | -141.38 | -158.00 | | | | | |
| Temperatura | 0.15 | 0.19 | | | | | | |
| f_{ferrita} | -20.75 | | | | | | | |
| R^2 | 95.226 | 95.210 | 95.170 | 94.951 | 93.871 | 93.384 | 92.382 | 89.776 |
| R^2 ajustado | 89.259 | 90.420 | 91.305 | 91.739 (2) | 91.042 | 91.021 | 90.351 (3) | 87.859 (1) |

(1) Valores azules: R^2 ajustado con 99 % de nivel de confianza.

(2) Valores en lila: R^2 ajustado con máximo valor.

(3) Valores VERDES: R^2 ajustado con 96 % de nivel de confianza.



Correlación múltiple para obtener ϵ_u de los aceros al Mn

| | | | | | | | | | | |
|--------------------------------------|--------|--------|--------|--------|--------|------------|--------|--------|--------|------------|
| Constante | 44.59 | 52.74 | 52.72 | 55.02 | 54.94 | 53.63 | 43.01 | 40.34 | 45.36 | 40.80 |
| Temperatura | -0.02 | -0.04 | -0.04 | -0.04 | -0.04 | -0.04 | -0.03 | -0.03 | -0.03 | -0.03 |
| % C | -98.88 | -68.43 | -68.38 | -71.29 | -69.49 | -67.49 | -56.93 | -45.49 | -43.08 | |
| % Si | 18.02 | 14.12 | 14.12 | 15.79 | 15.69 | 8.70 | 9.15 | 3.47 | | |
| % Mn | -6.00 | -4.22 | -4.21 | -4.81 | -5.13 | -2.48 | -1.76 | | | |
| f _{ferrita} | -8.00 | -5.67 | -5.67 | -5.76 | -5.63 | -3.64 | | | | |
| f _{oscura} | 16.82 | 8.46 | 8.47 | 8.68 | 8.67 | | | | | |
| d _{ferrita} ^{-0.5} | -5.95 | -6.71 | -6.71 | -4.24 | | | | | | |
| d _{oscura} ^{-0.5} | 0.78 | 0.33 | 0.33 | | | | | | | |
| f _{blanca} | 7.00 | 0.07 | | | | | | | | |
| d _{blanca} ^{-0.5} | 0.10 | | | | | | | | | |
| R ² | 61.487 | 49.779 | 49.779 | 49.352 | 49.066 | 46.199 | 40.047 | 35.278 | 28.361 | 16.653 |
| R ² ajustado | 13.345 | 4.581 | 13.255 | 19.807 | 25.558 | 26.984 (2) | 24.060 | 23.143 | 19.933 | 12.022 (1) |

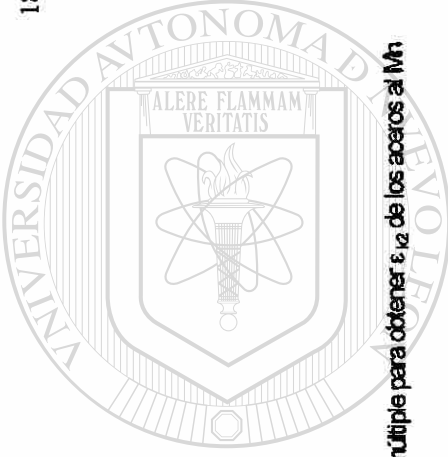
(1) Valores azules: R² ajustada con 92 % de nivel de confianza.

(2) Valores en itálica: R² ajustado con máximo valor.

Correlación múltiple para obtener σ_{K1} de los aceros al Mn

| | | | | | | | | | |
|--------------------------------------|---------|---------|---------|------------|---------|---------|---------|------------|-------------|
| Constante | -0.0300 | -0.0350 | -0.0415 | -0.0367 | 0.0011 | 0.0285 | 0.0349 | 0.0349 | 0.0270481 |
| d _{blanca} ^{-0.5} | -0.0045 | -0.0045 | -0.0045 | -0.0041 | -0.0037 | -0.0038 | -0.0040 | -0.0038 | -0.00471075 |
| f _{ferrita} | 0.0694 | 0.0736 | 0.0793 | 0.0783 | 0.0661 | 0.0396 | 0.0327 | 0.0312 | 0.0337828 |
| % C | -0.0717 | -0.0708 | -0.0711 | -0.0753 | -0.0775 | -0.0789 | -0.0749 | -0.0717 | |
| d _{oscura} ^{-0.5} | -0.0010 | -0.0010 | -0.0009 | -0.0012 | -0.0015 | -0.0012 | -0.0007 | | |
| % Mn | 0.0043 | 0.0047 | 0.0048 | 0.0040 | 0.0029 | 0.0015 | | | |
| f _{oscura} | 0.0366 | 0.0402 | 0.0460 | 0.0444 | 0.0304 | | | | |
| Temperatura | 0.0000 | 0.0000 | 0.0000 | 0.0000 | | | | | |
| d _{ferrita} ^{-0.5} | -0.0108 | -0.0117 | -0.0127 | | | | | | |
| f _{blanca} | -0.0092 | -0.0056 | | | | | | | |
| % Si | 0.0006 | | | | | | | | |
| R ² | 95.168 | 95.165 | 95.161 | 94.679 | 92.192 | 89.272 | 87.995 | 86.472 | 81.798 |
| R ² ajustado | 83.088 | 86.464 | 88.709 | 89.359 (2) | 86.340 | 83.313 | 83.193 | 82.782 (1) | 78.764 |

(1) Valores azules: R² ajustada con 98 % de nivel de confianza.(2) Valores en itálica: R² ajustado con máximo valor.



Correlación múltiple para obtener ϵ_{12} de los aceros al Mn

| | | | | | | | | | | |
|----------------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|------------|------------|
| Constante | 0.7404 | 1.2925 | 1.2530 | 1.2473 | 0.5360 | 0.5182 | 0.4686 | 0.4610 | 0.4805 | 0.4558 |
| Temperatura | -0.0003 | -0.0005 | -0.0005 | -0.0005 | -0.0004 | -0.0004 | -0.0004 | -0.0004 | -0.0004 | -0.0004 |
| % C | -0.7448 | -0.5070 | -0.5022 | -0.4778 | -0.3759 | -0.3797 | -0.3176 | -0.2581 | -0.2489 | -0.2489 |
| % Si | 0.1297 | 0.1226 | 0.1196 | 0.1085 | 0.0790 | 0.0648 | 0.0398 | 0.0100 | | |
| % Mn | -0.0417 | -0.0457 | -0.0437 | -0.0413 | -0.0238 | -0.0202 | -0.0087 | | | |
| $f_{ferrita}$ | -0.3504 | -0.7202 | -0.6866 | -0.6942 | -0.0647 | -0.0372 | | | | |
| f_{blanca} | -0.2431 | -0.6501 | -0.6201 | -0.6268 | -0.0676 | | | | | |
| f_{oscura} | -0.1721 | -0.6222 | -0.5907 | -0.6005 | | | | | | |
| $d_{oscura}^{-0.5}$ | 0.0039 | -0.0024 | -0.0022 | | | | | | | |
| $d_{ferrita}^{-0.5}$ | -0.0646 | 0.0092 | | | | | | | | |
| $d_{blanca}^{-0.5}$ | -0.0005 | | | | | | | | | |
| R^2 | 61.791 | 48.387 | 48.382 | 48.049 | 44.607 | 43.969 | 43.335 | 41.768 | 41.130 | 35.731 |
| R^2 ajustado | 7.200 | 0.000 | 7.080 | 14.900 | 16.900 | 22.400 | 27.100 | 30.100 | 33.700 (2) | 31.900 (1) |

(1) Valores azules: R^2 ajustada con 99 % de nivel de confianza.

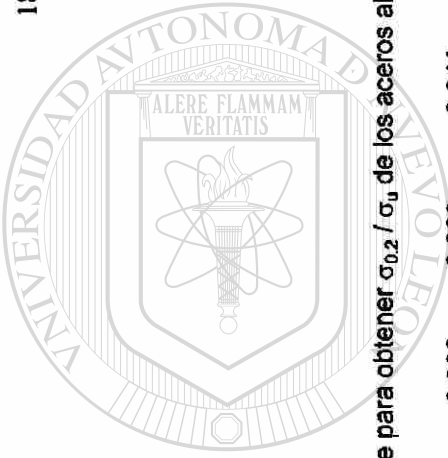
(2) Valores en itálica: R^2 ajustado con máximo valor.

Correlación múltiple para obtener σ_{ij} x ϵ_i de los aceros al Mn

| | | | | | | | | | |
|---------------------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|-----------|------------|
| Constante | 17,216.60 | 16,784.60 | 22,144.40 | 22,023.30 | 18,820.60 | 17,813.20 | 17,672.40 | 16,266.20 | 16,532.60 |
| f ferrita | -10,741.10 | -10,715.60 | -11,121.20 | -10,957.90 | -7,067.92 | -6,809.99 | -5,678.74 | -5,828.48 | -6,466.63 |
| % Si | 25,117.20 | 24,949.40 | 25,578.10 | 26,374.90 | 18,434.20 | 18,434.70 | 13,267.70 | 12,943.00 | 13,347.10 |
| f oscura | 17,831.50 | 17,761.10 | 17,680.50 | 17,488.00 | 7,137.40 | 8,803.90 | 3,928.01 | 4,212.57 | |
| % C | -77,744.20 | -77,479.80 | -79,418.20 | -79,849.60 | -33,457.10 | -27,412.60 | -18,295.60 | | |
| % Mn | -5,158.48 | -5,005.50 | -5,314.14 | -5,394.16 | -2,244.83 | -1,879.38 | | | |
| f blanca ^{-0.5} | 20,985.50 | 20,686.30 | 21,846.50 | 20,827.20 | 9,301.01 | | | | |
| d blanca | 453.69 | 423.65 | 519.47 | 459.16 | | | | | |
| d oscura ^{-0.5} | 288.01 | 313.93 | 216.60 | | | | | | |
| Temperatura | 5.41 | 6.28 | | | | | | | |
| d ferrita ^{-0.5} | 1191.97 | | | | | | | | |
| R ² | 79.566 | 79.561 | 79.447 | 79.358 | 73.192 | 72.624 | 72.198 | 71.453 | 70.318 |
| R ² ajustado | 54.023 | 59.121 | 63.005 | 66.223 (2) | 60.820 | 62.846 | 64.784 | 66.101 | 66.826 (1) |

(1) Valores azules: R² ajustada con 98 % de nivel de confianza.

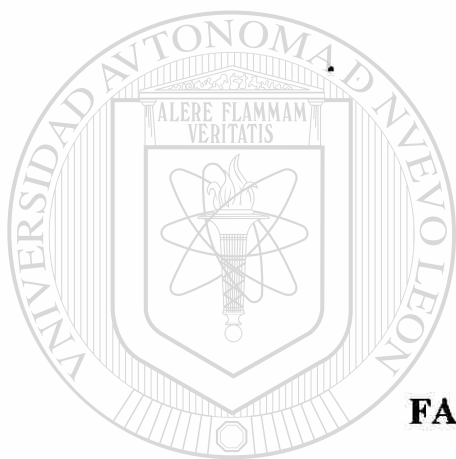
(2) Valores en itálica: R² ajustado con máximo valor.


 Correlación múltiple para obtener $\sigma_{0.2} / \sigma_u$ de los aceros al Mn

| | | | | | | | |
|--------------------------------------|--------|--------|--------|------------|------------|--------|--------|
| Constante | -0.867 | -1.005 | -0.988 | -0.966 | -0.841 | -0.456 | -0.039 |
| Temperatura | 0.002 | 0.002 | 0.002 | 0.002 | 0.002 | 0.001 | 0.001 |
| d ^{-0.5} _{ferrita} | -1.178 | -1.304 | -1.257 | -1.261 | -1.258 | -1.053 | -0.850 |
| f _{ferrita} | 0.232 | 0.234 | 0.176 | 0.173 | 0.151 | 0.127 | |
| f _{blanca} | -0.920 | -0.920 | -0.922 | -0.866 | -0.670 | -0.472 | |
| % Mn | 0.178 | 0.204 | 0.131 | 0.112 | 0.102 | 0.073 | |
| d ^{-0.5} _{blanca} | -0.042 | -0.044 | -0.039 | -0.039 | -0.033 | | |
| % C | 1.221 | 1.307 | 0.882 | 0.732 | | | |
| % Si | -0.184 | -0.255 | -0.064 | | | | |
| f _{oscura} | -0.256 | -0.253 | | | | | |
| d ^{-0.5} _{oscura} | -0.016 | | | | | | |
| R ² | 85.011 | 84.118 | 82.304 | 81.892 | 79.772 | 75.746 | 67.303 |
| R ² ajustado | 66.275 | 68.236 | 68.148 | 70.369 (2) | 69.658 (1) | 67.084 | 65.456 |

(1) Valores azules: R² ajustada con 87 % de nivel de confianza.

(2) Valores en itálica: R² ajustado con máximo valor.



APÉNDICE

F

FACTORES PARA CALCULAR ϵ_u^c

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



Análisis de ϵ_u calculada para aceros al silicio

| Muestra | Nivel | ϵ_k | | ϵ_0 | | | ϵ_u calculada | ϵ_u experimental | σ_k | | σ_u calculada | σ_u experimental |
|-------------------------|-----------|--------------|-------|--------------|-------|-------|------------------------|---------------------------|------------|-------|----------------------|-------------------------|
| | | 1 | 2 | 1 | 2 | 3 | | | 1 | 2 | | |
| P1-2 | No-25 °C | | | 0.008 | | | 0.317 | 0.322 | | | 468 | 469 |
| A1-2 | A-751 °C | | 0.138 | 0.000 | 0.124 | | 0.156 | 0.148 | | 637 | 654 | 654 |
| B1-3 | B-787 °C | | 0.133 | 0.002 | 0.119 | | 0.150 | 0.140 | | 608 | 624 | 624 |
| C1-3 | C-822 °C | | 0.138 | 0.000 | 0.124 | | 0.152 | 0.166 | | 585 | 597 | 605 |
| D1-3 | 0.0% Si-D | | 0.118 | -0.010 | 0.097 | | 0.146 | 0.140 | | 556 | 580 | 577 |
| 0.4% Si sin tratamiento | No-25 °C | | | 0.010 | | | 0.299 | 0.300 | | | 572 | 570 |
| 2A-3 | A-765 °C | 0.049 | 0.105 | -0.010 | 0.003 | 0.063 | 0.140 | 0.131 | 524 | 650 | 687 | 679 |
| 2B-2 | B-802 °C | 0.050 | 0.134 | -0.010 | 0.010 | 0.097 | 0.175 | 0.166 | 493 | 661 | 700 | 694 |
| 2C-3 | 0.4% Si-C | | 0.120 | 0.004 | 0.098 | | 0.153 | 0.140 | | 763 | 802 | 788 |
| 2D-2 | D-875 °C | 0.047 | 0.109 | 0.010 | 0.025 | 0.095 | 0.123 | 0.122 | 581 | 729 | 743 | 746 |
| 0.7% Si sin tratamiento | No-25 °C | | | 0.015 | | | 0.297 | 0.300 | | | 576 | 576 |
| 5A-3 | A-775 °C | | 0.160 | 0.008 | 0.147 | | 0.172 | 0.174 | | 814 | 827 | 831 |
| 5B-1 | B-814 °C | | 0.133 | 0.002 | 0.122 | | 0.148 | 0.157 | | 752 | 768 | 777 |
| 5C-1 | C-852 °C | | 0.136 | 0.002 | 0.124 | | 0.149 | 0.157 | | 818 | 833 | 837 |
| 5D-2 | 0.7% Si-D | | 0.106 | 0.008 | 0.086 | | 0.137 | 0.131 | | 750 | 785 | 782 |
| 1.2% Si sin tratamiento | No-25 °C | | | 0.008 | | | 0.281 | 0.262 | | | 699 | 685 |
| 3A-3 | A-789 °C | 0.057 | 0.164 | 0.002 | 0.025 | 0.129 | 0.192 | 0.182 | 565 | 819 | 851 | 849 |
| 3B-3 | B-828 °C | 0.049 | 0.152 | -0.005 | 0.014 | 0.116 | 0.193 | 0.174 | 509 | 765 | 811 | 797 |
| 3C-1 | C-867 °C | 0.046 | 0.157 | -0.005 | 0.010 | 0.115 | 0.198 | 0.191 | 506 | 757 | 801 | 796 |
| 3D-3 | D-905 °C | 0.048 | 0.143 | 0.002 | 0.016 | 0.112 | 0.178 | 0.166 | 551 | 797 | 837 | 829 |
| 2.0% Si sin tratamiento | No-25 °C | | | 0.002 | | | 0.257 | 0.255 | | | 766 | 757 |
| 4A-1 | A-814 °C | 0.0440 | 0.137 | 0.002 | 0.019 | 0.106 | 0.170 | 0.161 | 613 | 898 | 942 | 935 |
| 4B-1 | B-855 °C | 0.0434 | 0.154 | 0.002 | 0.017 | 0.094 | 0.213 | 0.204 | 575 | 898 | 974 | 968 |
| 4C-2 | C-896 °C | 0.0439 | 0.173 | 0.002 | 0.017 | 0.110 | 0.222 | 0.207 | 550 | 897 | 956 | 946 |
| 4D-3 | D-937 °C | 0.0400 | 0.141 | 0.008 | 0.022 | 0.105 | 0.170 | 0.166 | 671 | 1,009 | 1,048 | 1,045 |

| Muestra | Nivel | σ_u/σ_k | $1-m$ | | | m | | | ϵ_u calculada $\epsilon_{0, prom} = 0.010$ $(\sigma_u/\sigma_k)_{prom} = 0.96$ |
|-------------------------|-----------|---------------------|-------|--------|--------|------|-------|-------|---|
| | | | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 | |
| P1-2 | No-25 °C | | -2.24 | | | 3.24 | | | |
| A1-2 | A-751 °C | 0.97 | -2.26 | -30.12 | | 3.26 | 31.12 | | 0.118 |
| B1-3 | B-787 °C | 0.97 | -2.34 | -31.25 | | 3.34 | 32.25 | | 0.112 |
| C1-3 | C-822 °C | 0.98 | -2.57 | -35.51 | | 3.57 | 36.51 | | 0.093 |
| D1-3 | 0.0% Si-D | 0.96 | -2.28 | -19.35 | | 3.28 | 20.35 | | 0.169 |
| 0.4% Si sin tratamiento | No-25 °C | | -2.46 | | | 3.46 | | | |
| 2A-3 | A-765 °C | 0.95 | -1.90 | -2.71 | -16.55 | 2.90 | 3.71 | 17.55 | 0.170 |
| 2B-2 | B-802 °C | 0.94 | -1.57 | -2.86 | -11.82 | 2.57 | 3.86 | 12.82 | 0.195 |
| 2C-3 | 0.4% Si-C | 0.95 | -2.47 | -17.04 | | 3.47 | 18.04 | | 0.176 |
| 2D-2 | D-875 °C | 0.98 | -2.56 | -4.92 | -34.94 | 3.56 | 5.92 | 35.94 | 0.070 |
| 0.7% Si sin tratamiento | No-25 °C | | -2.54 | | | 3.54 | | | |
| 5A-3 | A-775 °C | 0.985 | -2.51 | -39.31 | | 3.51 | 40.31 | | 0.084 |
| 5B-1 | B-814 °C | 0.980 | -2.47 | -37.66 | | 3.47 | 38.66 | | 0.089 |
| 5C-1 | C-852 °C | 0.982 | -2.61 | -38.22 | | 3.61 | 39.22 | | 0.085 |
| 5D-2 | 0.7% Si-D | 0.955 | -3.07 | -18.67 | | 4.07 | 19.67 | | 0.147 |
| 1.2% Si sin tratamiento | No-25 °C | | -2.66 | | | 3.66 | | | |
| 3A-3 | A-789 °C | 0.96 | -1.30 | -2.96 | -14.80 | 2.30 | 3.96 | 15.80 | 0.172 |
| 3B-3 | B-828 °C | 0.94 | -1.19 | -2.41 | -12.00 | 2.19 | 3.41 | 13.00 | 0.213 |
| 3C-1 | C-867 °C | 0.95 | -1.44 | -2.50 | -10.99 | 2.44 | 3.50 | 11.99 | 0.217 |
| 3D-3 | D-905 °C | 0.95 | -1.59 | -2.72 | -14.25 | 2.59 | 3.72 | 15.25 | 0.184 |
| 2.0% Si sin tratamiento | No-25 °C | | -2.91 | | | 3.91 | | | |
| 4A-1 | A-814 °C | 0.95 | -1.42 | -3.05 | -14.65 | 2.42 | 4.05 | 15.65 | 0.170 |
| 4B-1 | B-855 °C | 0.92 | -1.34 | -2.71 | -7.41 | 2.34 | 3.71 | 8.41 | 0.235 |
| 4C-2 | C-896 °C | 0.94 | -1.29 | -2.61 | -7.92 | 2.29 | 3.61 | 8.92 | 0.236 |
| 4D-3 | D-937 °C | 0.96 | -1.59 | -3.66 | -14.52 | 2.59 | 4.66 | 15.52 | 0.153 |

Análisis de ϵ_u calculada para aceros al manganeso

| Muestra | Nivel | ϵ_k | | ϵ_0 | | | ϵ_u calculada | ϵ_u experimental | σ_k | | σ_u calculada | σ_u experimental |
|---------|-------------------------|--------------|-------|--------------|-------|-------|------------------------|---------------------------|------------|-------|----------------------|-------------------------|
| | | 1 | 2 | 1 | 2 | 3 | | | 1 | 2 | | |
| P1-2 | 0.4% Mn sin tratamiento | | | 0.020 | | | 0.320 | 0.300 | | | 575 | 565 |
| A1-1 | 0.4% Mn-A | 0.071 | 0.166 | -0.030 | 0.028 | 0.134 | 0.182 | 0.174 | 531.9185 | 679 | 693 | 688 |
| B1-3 | 0.4% Mn-B | 0.111 | | 0.004 | 0.092 | | 0.145 | 0.131 | 785.1273 | | 829 | 815 |
| C1-3 | 0.4% Mn-C | 0.051 | 0.127 | -0.005 | 0.005 | 0.110 | 0.148 | 0.148 | 545.8111 | 715 | 738 | 739 |
| D1-2 | 0.4% Mn-D | 0.041 | 0.112 | 0.005 | 0.011 | 0.094 | 0.140 | 0.131 | 599.9215 | 816 | 851 | 843 |
| P5-2 | 0.7% Mn sin tratamiento | | | 0.000 | | | 0.288 | 0.300 | | | 541 | 537 |
| A5-1 | 0.7% Mn-A | 0.052 | 0.147 | 0.002 | 0.011 | 0.132 | 0.163 | 0.166 | 511 | 716 | 732 | 735 |
| B5-3 | 0.7% Mn-B | 0.141 | | -0.004 | 0.120 | | 0.165 | 0.166 | 658 | 930 | 681 | 684 |
| C5-2 | 0.7% Mn-C | 0.129 | | -0.004 | 0.103 | | 0.165 | 0.148 | 652.5993 | 1,066 | 689 | 678 |
| D5-1 | 0.7% Mn-D | 0.055 | 0.138 | -0.006 | 0.008 | 0.114 | 0.162 | 0.157 | 525 | 682 | 704 | 702 |
| P4-3 | 1.2% Mn sin tratamiento | | | 0.023 | | | 0.277 | 0.278 | | | 634 | 630 |
| A4-3 | 1.2% Mn-A | 0.050 | 0.152 | 0.008 | 0.026 | 0.126 | 0.183 | 0.180 | 507.7585 | 791 | 826 | 825 |
| B4-3 | 1.2% Mn-B | 0.045 | 0.141 | 0.004 | 0.021 | 0.117 | 0.169 | 0.166 | 546.8834 | 827 | 861 | 859 |
| C4-3 | 1.2% Mn-C | 0.044 | 0.166 | 0.002 | 0.018 | 0.117 | 0.206 | 0.199 | 509.6614 | 815 | 860 | 856 |
| D4-1 | 1.2% Mn-D | 0.049 | 0.107 | 0.015 | 0.031 | 0.089 | 0.140 | 0.122 | 684.1627 | 929 | 980 | 966 |
| P6-2 | 1.8% Mn sin tratamiento | | | 0.023 | | | 0.262 | 0.231 | | | 706 | 683 |
| A6-1 | 1.8% Mn-A | 0.049 | 0.160 | 0.004 | 0.023 | 0.113 | 0.198 | 0.191 | 573 | 862 | 906 | 901 |
| B6-2 | 1.8% Mn-B | 0.051 | 0.146 | 0.010 | 0.032 | 0.081 | 0.192 | 0.174 | 750 | 1,062 | 1,128 | 1,107 |
| C6-3 | 1.8% Mn-C | 0.048 | 0.150 | 0.010 | 0.030 | 0.112 | 0.171 | 0.174 | 771 | 1,094 | 1,122 | 1,125 |
| D6-1 | 1.8% Mn-D | 0.049 | 0.162 | 0.009 | 0.028 | 0.121 | 0.186 | 0.182 | 696 | 1,032 | 1,063 | 1,061 |
| P2-2 | 1.9% Mn sin tratamiento | | | 0.023 | | | 0.243 | 0.239 | | | 729 | 721 |
| A2-3 | 1.9% Mn-A | 0.044 | 0.141 | 0.008 | 0.026 | 0.090 | 0.170 | 0.157 | 733 | 1,021 | 1,057 | 1,042 |
| B2-2 | 1.9% Mn-B | 0.047 | 0.148 | 0.008 | 0.029 | 0.092 | 0.173 | 0.157 | 771 | 1,069 | 1,101 | 1,077 |
| C2-3 | 1.9% Mn-C | 0.044 | 0.148 | 0.012 | 0.030 | 0.087 | 0.181 | 0.166 | 743 | 1,097 | 1,143 | 1,125 |
| D2-2 | 1.9% Mn-D | 0.044 | 0.111 | 0.011 | 0.029 | 0.086 | 0.139 | 0.131 | 812 | 1,094 | 1,139 | 1,128 |

| Muestra | Nivel | σ_u/σ_u | 1-m | | | m | | | ϵ_u calculada ϵ_0 prom = 0.019 $(\sigma_u/\sigma_u)_{prom} = 0.96$ |
|---------|-------------------------|---------------------|-------|--------|--------|------|-------|-------|--|
| | | | 1 | 2 | 3 | 1 | 2 | 3 | |
| P1-2 | 0.4% Mn sin tratamiento | | -2.33 | | | 3.33 | | | |
| A1-1 | 0.4% Mn-A | 0.98 | -1.04 | -3.81 | -19.42 | 2.04 | 4.81 | 20.42 | 0.139 |
| B1-3 | 0.4% Mn-B | 0.95 | -2.36 | -17.88 | | 3.36 | 18.88 | | 0.188 |
| C1-3 | 0.4% Mn-C | 0.97 | -1.94 | -2.60 | -25.51 | 2.94 | 3.60 | 26.51 | 0.141 |
| D1-2 | 0.4% Mn-D | 0.96 | -2.32 | -2.95 | -20.69 | 3.32 | 3.95 | 21.69 | 0.153 |
| P5-2 | 0.7% Mn sin tratamiento | | -2.47 | | | 3.47 | | | |
| A5-1 | 0.7% Mn-A | 0.98 | -1.88 | -2.50 | -32.07 | 2.88 | 3.50 | 33.07 | 0.118 |
| B5-3 | 0.7% Mn-B | 0.97 | -2.26 | -20.96 | | 3.26 | 21.96 | | 0.174 |
| C5-2 | 0.7% Mn-C | 0.95 | -2.17 | -14.95 | | 3.17 | 15.95 | | 0.216 |
| D5-1 | 0.7% Mn-D | 0.97 | -2.03 | -2.90 | -19.92 | 3.03 | 3.90 | 20.92 | 0.158 |
| P4-3 | 1.2% Mn sin tratamiento | | -2.93 | | | 3.93 | | | |
| A4-3 | 1.2% Mn-A | 0.957 | -1.16 | -2.67 | -16.60 | 2.16 | 3.67 | 17.60 | 0.183 |
| B4-3 | 1.2% Mn-B | 0.961 | -1.25 | -2.88 | -18.44 | 2.25 | 3.88 | 19.44 | 0.166 |
| C4-3 | 1.2% Mn-C | 0.948 | -1.31 | -2.71 | -10.22 | 2.31 | 3.71 | 11.22 | 0.224 |
| D4-1 | 1.2% Mn-D | 0.948 | -1.50 | -3.62 | -18.57 | 2.50 | 4.62 | 19.57 | 0.146 |
| P6-2 | 1.8% Mn sin tratamiento | | -3.18 | | | 4.18 | | | |
| A6-1 | 1.8% Mn-A | 0.95 | -1.36 | -3.05 | -10.68 | 2.36 | 4.05 | 11.68 | 0.206 |
| B6-2 | 1.8% Mn-B | 0.94 | -1.40 | -4.13 | -8.00 | 2.40 | 5.13 | 9.00 | 0.189 |
| C6-3 | 1.8% Mn-C | 0.97 | -1.53 | -4.42 | -16.00 | 2.53 | 5.42 | 17.00 | 0.142 |
| D6-1 | 1.8% Mn-D | 0.97 | -1.45 | -3.72 | -14.47 | 2.45 | 4.72 | 15.47 | 0.163 |
| P2-2 | 1.9% Mn sin tratamiento | | -3.54 | | | 4.54 | 1.00 | | |
| A2-3 | 1.9% Mn-A | 0.97 | -1.79 | -4.56 | -11.58 | 2.79 | 5.56 | 12.58 | 0.160 |
| B2-2 | 1.9% Mn-B | 0.97 | -1.67 | -4.81 | -11.39 | 2.67 | 5.81 | 12.39 | 0.156 |
| C2-3 | 1.9% Mn-C | 0.96 | -1.42 | -4.47 | -9.63 | 2.42 | 5.47 | 10.63 | 0.171 |
| D2-2 | 1.9% Mn-D | 0.96 | -1.61 | -4.64 | -17.87 | 2.61 | 5.64 | 18.87 | 0.131 |



APÉNDICE

G

HISTORIA TÉRMICA DE LAMINACIÓN DE BARRAS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

®

Temperatura del Billet de aceros al Si en cada Pase

(°C)

| Pase | Azul (2.0 % Si) | Azul (2.0 % Si) | Verde (1.2 % Si) | Verde (1.2 % Si) | Blanco (0.6 % Si) | Blanco (0.6 % Si) |
|-----------------|--------------------|--------------------|---------------------|---------------------|----------------------|----------------------|
| 1 | 1,140 | 1,123 | 1,140 | 1,118 | 1,077 | NR |
| 2 | 1,123 | 1,143 | 1,136 | NR | 1,140 | 1,134 |
| 3 | 1,122 | 1,143 | 1,134 | 1,117 | 1,139 | 1,154 |
| 4 | 1,134 | 1,142 | 1,133 | NR | 1,138 | 1,153 |
| 5 | 1,133 | 1,142 | 1,133 | 1,133 | 1,138 | 1,139 |
| 6 | 1,132 | 1,141 | 1,132 | NR | 1,137 | 1,133 |
| 7 | 1,132 | 1,141 | 1,142 | NR | 1,136 | 1,139 |
| 8 | 1,131 | 1,141 | 1,142 | NR | 1,136 | NR |
| 9 | 1,130 | NR | 1,142 | 1,147 | 1,134 | NR |
| 10 | 991 | 1,051 | 1,056 | 1,030 | 1,034 | NR |
| 11 | 990 | 1,050 | 1,054 | 1,030 | NR | 1,060 |
| 12 | 1,000 | 1,050 | 1,054 | 1,030 | 1,030 | 1,035 |
| 13 | 1,000 | 1,050 | 1,054 | NR | 1,029 | NR |
| 14 | 1,000 | 898 | 883 | 854 | 836 | 820 |
| Ac ₁ | 774 | | 750 | | 740 | |
| Ac ₃ | 978 | | 944 | | 929 | |

| Pase | Gris (0.4 % Si) | Gris (0.4 % Si) | Amarillo (0.4 % Si) | Amarillo (0.4 % Si) | Rojo (0.0 % Si) | Rojo (0.0 % Si) |
|-----------------|--------------------|--------------------|------------------------|------------------------|--------------------|--------------------|
| 1 | 1,128 | 1,161 | 1,148 | 1,111 | 1,076 | 1,131 |
| 2 | 1,110 | 1,130 | 1,152 | 1,076 | 1,162 | 1,164 |
| 3 | 1,165 | 1,161 | 1,158 | 1,160 | 1,142 | 1,156 |
| 4 | 1,157 | 1,151 | 1,148 | 1,163 | 1,143 | 1,151 |
| 5 | 1,115 | 1,146 | 1,155 | 1,146 | 1,140 | 1,127 |
| 6 | 1,155 | 1,143 | 1,157 | 1,146 | 1,096 | 1,134 |
| 7 | 1,081 | 1,156 | NR | 1,130 | 1,126 | 1,143 |
| 8 | NR | NR | 1,130 | NR | NR | NR |
| 9 | NR | 1,120 | 1,130 | 1,120 | 1,109 | 1,113 |
| 10 | 1,025 | 1,129 | 1,065 | 1,032 | 1,000 | 1,005 |
| 11 | 1,064 | 1,023 | 1,050 | NR | 1,014 | 1,007 |
| 12 | NR | 1,046 | 1,040 | 1,050 | NR | 1,051 |
| 13 | 1,039 | 1,000 | 1,030 | 1,020 | 944 | 1,011 |
| 14 | 850 | 857 | 842 | 836 | 853 | 850 |
| Ac ₁ | 727 | | 729 | | 716 | |
| Ac ₃ | 909 | | 912 | | 893 | |

Temperatura del Billet de aceros al Mn en cada Pase

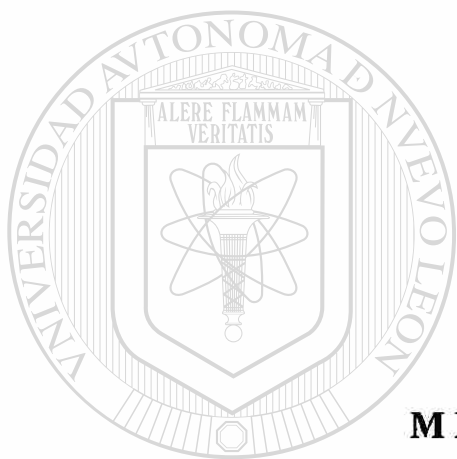
(°C)

| Pase | Amarillo (0.44 % Mn) | Amarillo (0.44 % Mn) | Negro (0.7 % Mn) | Negro (0.7 % Mn) | Blanco (0.9 % Mn) | Blanco (0.9 % Mn) |
|------|-------------------------|-------------------------|---------------------|---------------------|----------------------|----------------------|
| 1 | | 1,280 | 1,230 | 1,260 | 1,220 | 1,230 |
| 2 | 1,250 | 1,230 | 1,230 | 1,250 | 1,230 | 1,200 |
| 3 | 1,219 | 1,210 | 1,290 | 1,240 | 1,220 | 1,220 |
| 4 | 1,200 | 1,200 | 1,220 | 1,220 | 1,185 | 1,210 |
| 5 | 1,190 | 1,200 | 1,180 | 1,220 | 1,180 | 1,210 |
| 6 | 1,157 | 1,185 | 1,160 | 1,200 | 1,170 | 1,190 |
| 7 | 1,160 | 1,170 | 1,160 | 1,190 | 1,165 | 1,190 |
| 8 | 1,085 | 1,095 | 1,080 | 1,110 | * | 1,170 |
| 9 | 1,088 | 1,070 | 1,040 | 1,090 | * | 1,170 |
| 10 | 1,038 | 1,050 | 1,020 | 1,050 | 1,020 | 1,060 |
| 11 | 1,018 | 1,000 | 970 | 1,020 | 960 | 1,060 |
| 12 | | | | | 945 | 1,020 |
| 13 | | | | | 920 | 900 |
| 14 | 800 | 800 | 800 | 800 | 789 | 800 |
| Ac1 | | 732 | | 728 | | 731 |
| Ac3 | | 851 | | 856 | | 842 |

| Pase | Verde (1.2 % Mn) | Verde (1.2 % Mn) | Rojo (1.8 % Mn) | Rojo (1.8 % Mn) | Azul (1.9 % Mn) | Azul (1.9 % Mn) |
|------|---------------------|---------------------|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|
| 1 | 1,200 | 1,240 | 1,190 | 1,220 | 1,180 | 1,225 |
| 2 | 1,190 | 1,200 | 1,180 | 1,080 | 1,165 | 1,220 |
| 3 | 1,190 | 1,200 | 1,175 | 1,080 | 1,165 | 1,222 |
| 4 | 1,185 | 1,190 | 1,155 | 1,075 | 1,160 | 1,215 |
| 5 | 1,170 | 1,178 | 1,150 | 1,075 | 1,155 | 1,200 |
| 6 | 1,178 | 1,176 | 1,150 | 1,070 | 1,155 | 1,170 |
| 7 | 1,160 | 1,160 | 1,145 | 1,060 | 1,150 | 1,168 |
| 8 | 1,140 | 1,160 | 1,140 | 1,040 | 1,148 | 1,035 |
| 9 | 1,130 | 1,150 | 1,138 | 1,035 | 1,120 | 1,030 |
| 10 | 1,010 | 1,030 | 1,040 | 1,000 | 1,020 | 1,000 |
| 11 | 950 | 1,030 | 1,035 | 990 | 1,015 | 970 |
| 12 | 950 | 990 | 980 | 955 | 970 | 938 |
| 13 | 930 | 950 | 970 | 900 | 965 | 0 |
| 14 | 800 | 800 | 800 | 800 | 800 | 800 |
| Ac1 | | 725 | | 728 | | 723 |
| Ac3 | | 840 | | 834 | | 821 |

Nota: Laminación defectuosa se debio a que la guía en el castillo desbastador se movio

*Se recalento por segunda ocasión de ese pase en adelante



APÉNDICE

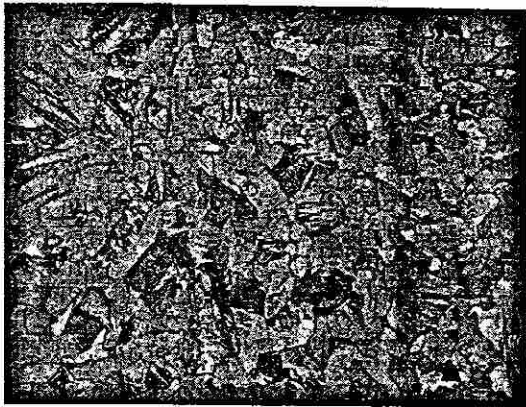
H

METALOGRAFÍAS DE GRUPOS

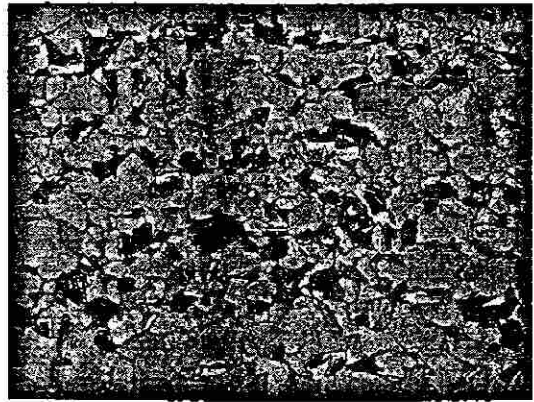
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

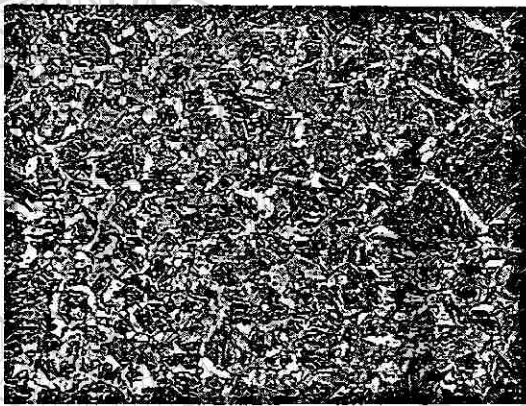




Familia 1 Si Nivel D



Familia 2 Si Nivel C



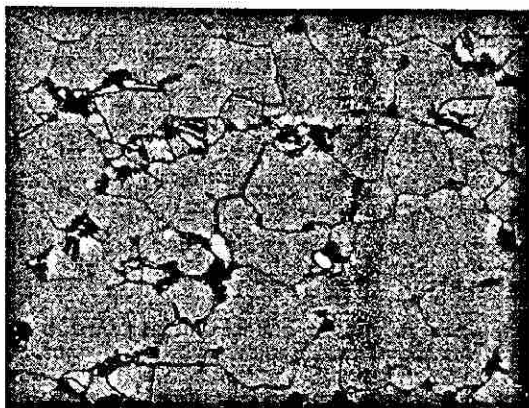
Familia 5 Si Nivel D



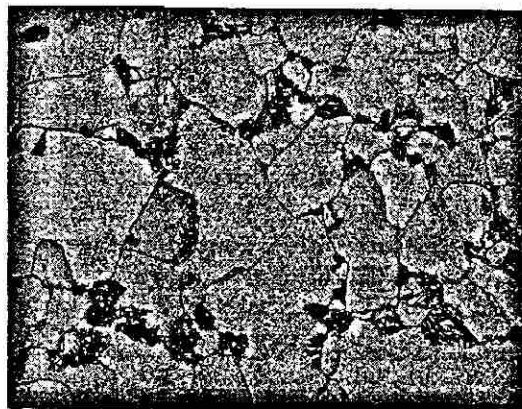
Familia 2 Si Nivel D (no se comporta igual)

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Ataque con LePeral del grupo 2 al silicio
200x



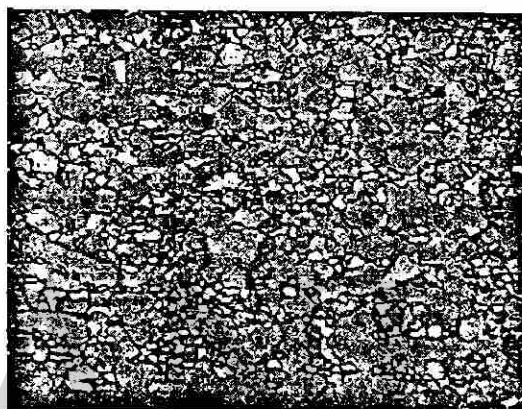
Familia 1 Si Nivel A



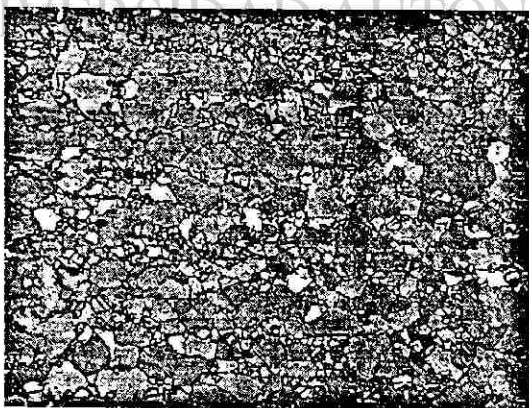
Familia 1 Si Nivel B



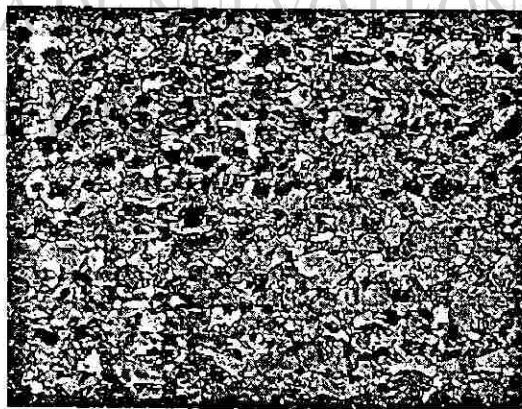
Familia 1 Si Nivel C



Familia 5 Si Nivel A



Familia 5 Si Nivel B



Familia 5 Si Nivel C

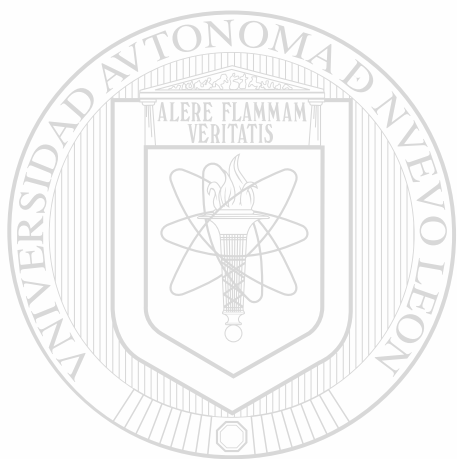
Ataque con LePeral del grupo 5 al silicio
200x



Familia 4 Si Nivel B



Familia 4 Si Nivel C



UANL

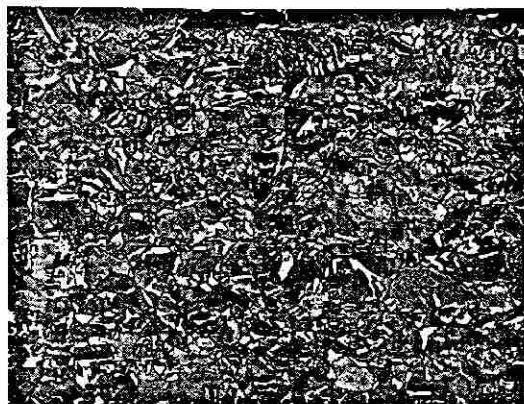
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Ataque con LePera del grupo 9 al silicio
200x



Familia 3 Si Nivel A



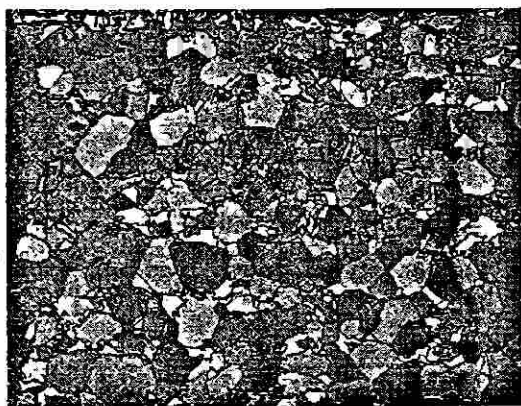
Familia 3 Si Nivel D



Familia 4 Nivel A

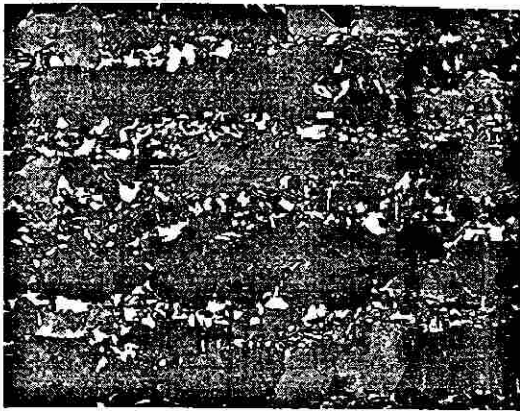


Familia 4 Nivel D

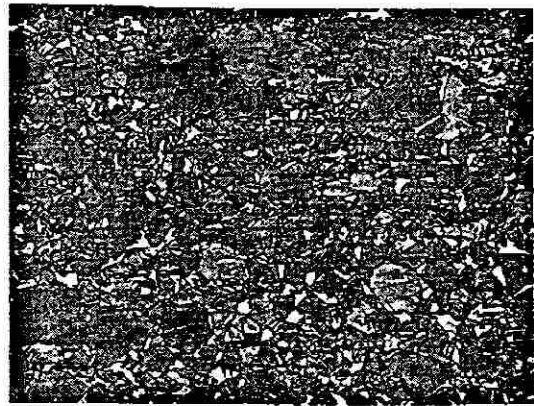


Familia 2 Nivel A

Ataque con LePeral del grupo 10 al silicio 200x



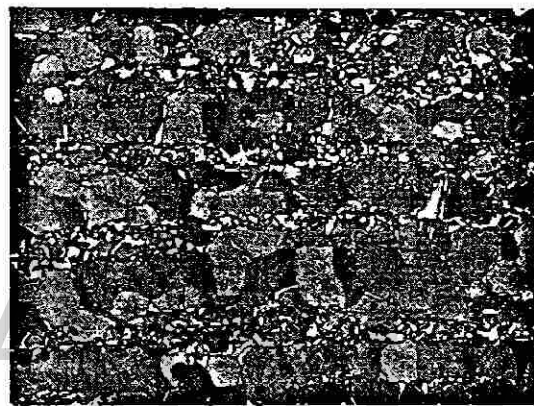
Familia 3 Si Nivel A



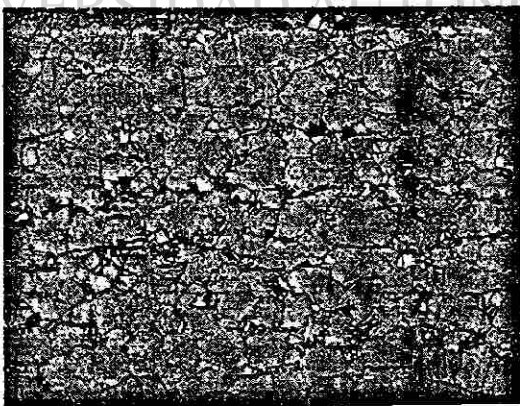
Familia 3 Si Nivel B



Familia 3 Nivel C



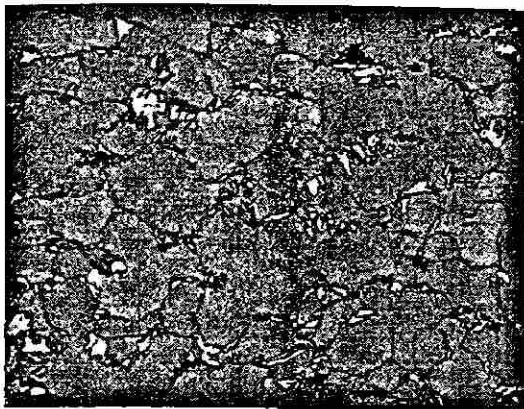
Familia 4 Nivel A



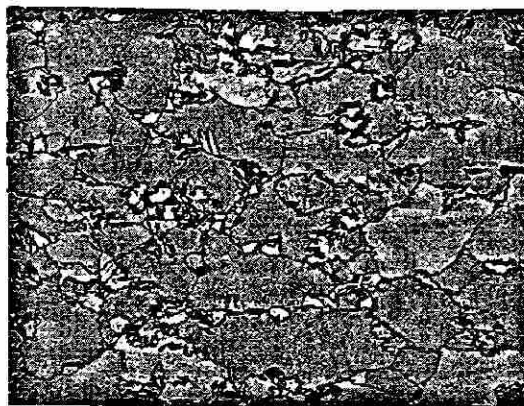
Familia 2 Nivel B

Ataque con LePera del grupo II al silicio
200x

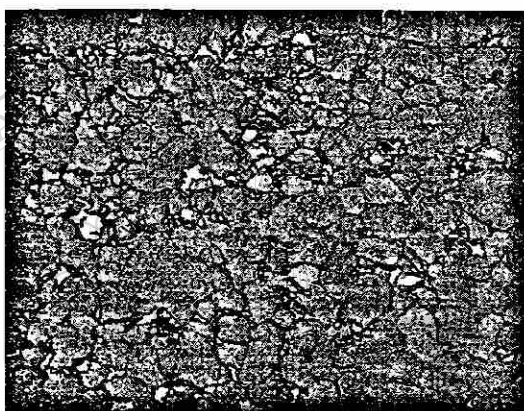
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
SISTEMA DE BIBLIOTECAS



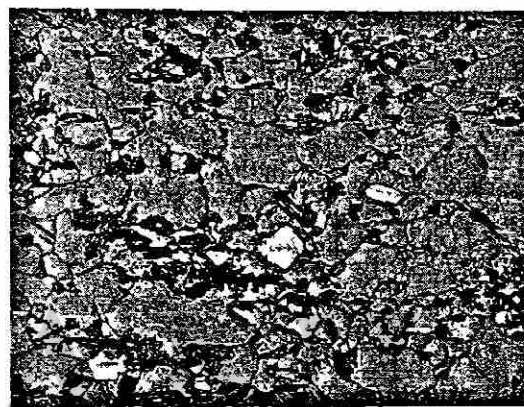
Familia 1 Mn Nivel C



Familia 1 Mn Nivel D



Familia 5 Mn Nivel A



Familia 5 Mn Nivel D

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

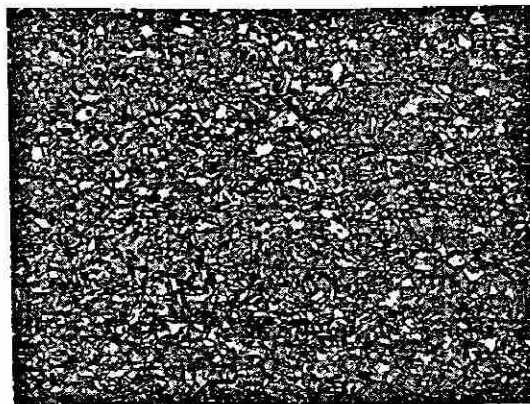
Ataque con LePera del grupo 10 al
manganeso 200x

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
SERVICIO GENERAL DE BIBLIOTECAS

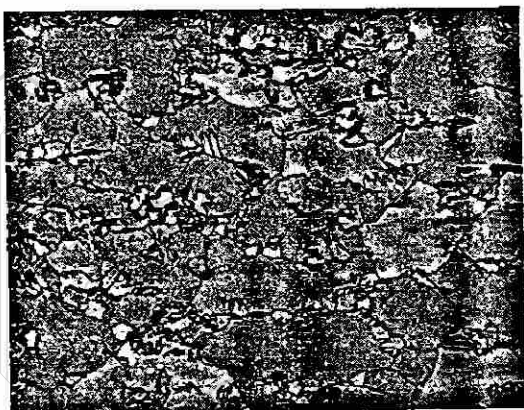
®



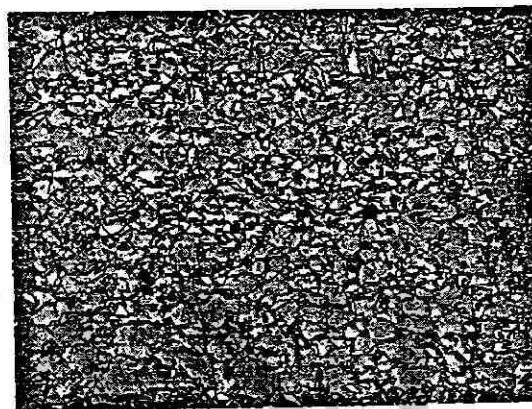
Familia 1 Nivel A



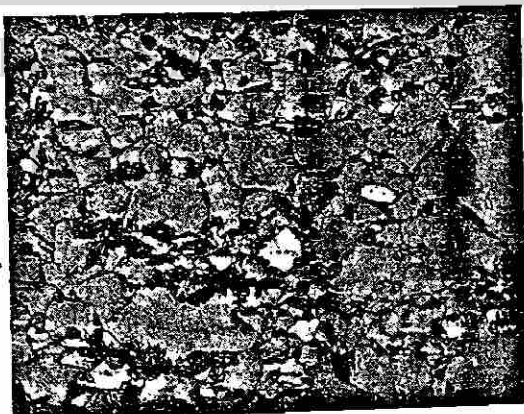
Familia 6 Nivel D



Familia 1 Nivel D



Familia 4 Nivel D



Familia 5 Nivel D

Ataque con LePera del grupo 11 al
manganeso
200x

UNIVERSIDAD

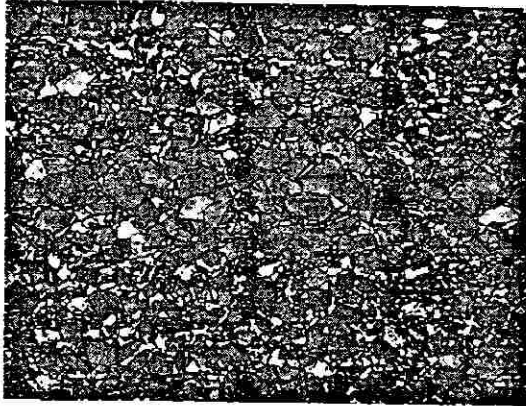
UNIVERSIDAD

UN

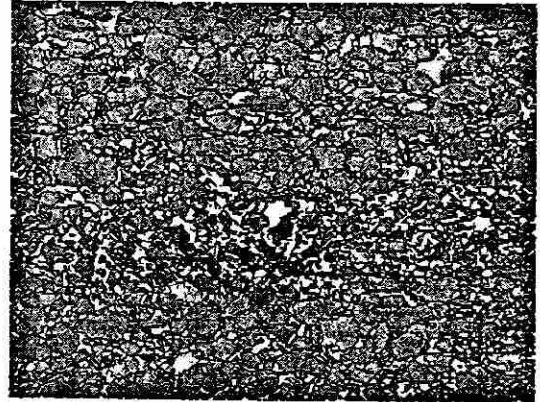
COMA DE NUEVO LEÓN

AL DE BIBLIOTECAS

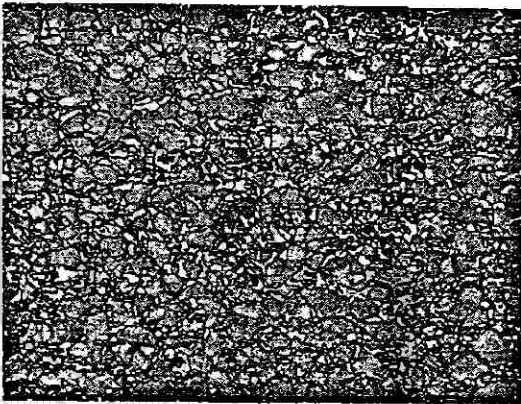
®



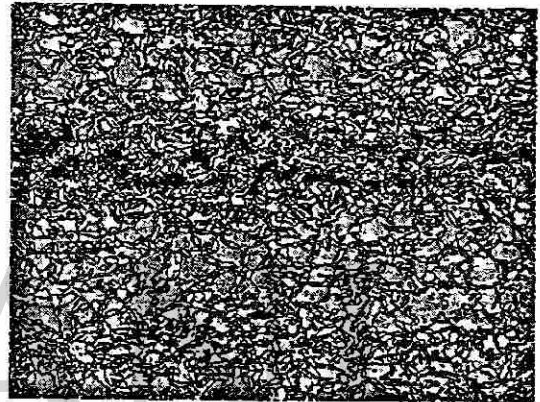
Familia 6 Nivel A



Familia 4 Mn Nivel A



Familia 4 Mn Nivel B

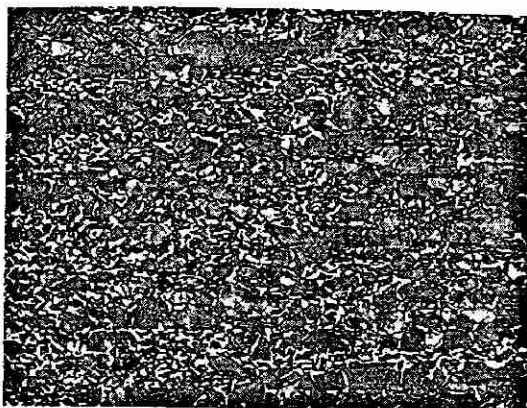


Familia 4 Mn Nivel C

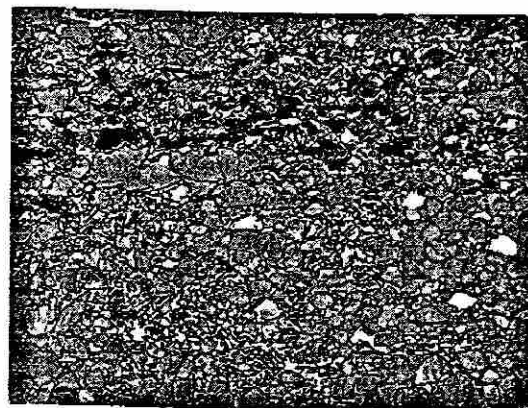
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS
Ataque con LePera del grupo 12 al
manganeso 200x

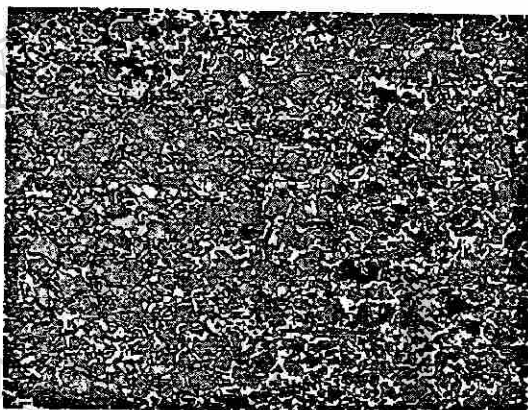
®



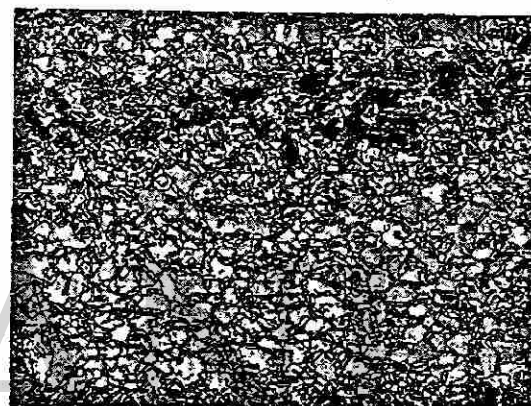
Familia 6 Nivel B



Familia 2 Mn Nivel A



Familia 2 Mn Nivel B



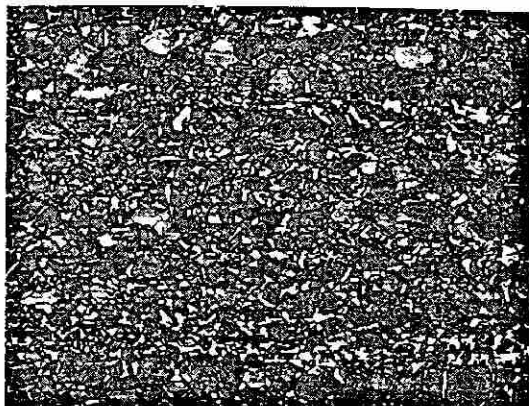
Familia 2 Mn Nivel C

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

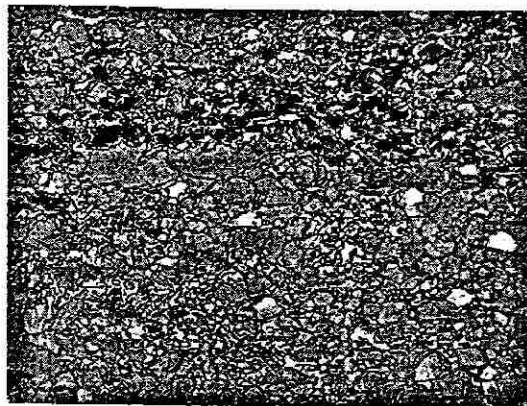
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Ataque con LePera del grupo 13 al
manganeso 200x

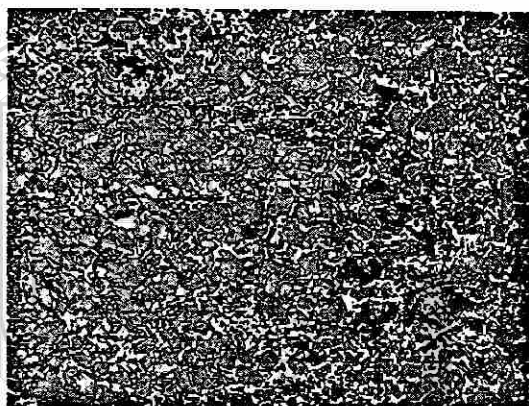
®



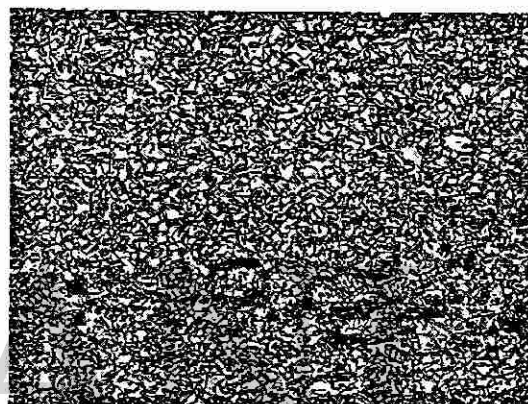
Familia 6 Nivel C



Familia 2 Mn Nivel A



Familia 2 Mn Nivel B



Familia 2 Mn Nivel D

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Ataque con LePera del grupo 14 al
manganeso 200x

CURRICULUM VITAE

- | | |
|---------------------------|--|
| 1. Nombre : | Carlos Javier Lizcano Zulaica |
| 2. Dirección : | Santa Carina 1321, Col. La Purísima Guadalupe, N. L., México. |
| 3. Fecha de Nacimiento : | 24 de julio de 1951. |
| 4. Lugar de Nacimiento : | Monterrey, N. L., México. |
| 5. Edad : | 49 años. |
| 6. Estatura : | 1.78 mts. |
| 7. Peso : | 85 Kg. |
| 8. Nacionalidad : | Mexicano. |
| 9. Estado Civil : | Casado. |
| 10. Religión : | Católico. |
| 11. Datos de familiares : | |

| Parentesco | Nombre | Fecha de Nacimiento | Ocupación |
|------------|-----------------------------|-------------------------|--------------|
| Padre | Luis Lizcano Cavazos | 31 de Octubre de 1910 | Finado |
| Madre | Andrea Zulaica de Lizcano | 18 de Noviembre de 1912 | Finada |
| Esposa | Laura Elena Wong de Lizcano | 13 de Diciembre de 1950 | Amra de casa |
| Hijo | Carlos Javier II Lizcano W. | 23 de Agosto de 1982 | Estudiante |
| Hijo | Israel Lizcano Wong | 29 de Julio de 1983 | Estudiante |

12. Formación Académica :

| Escuela o Compañía | Formación | Período |
|--|---|-------------|
| Escuela Monumental Nuevo León | Primaria | 1957 - 1963 |
| Escuela Secundaria # 1 (Andrés Osuna) | Secundaria | 1963 - 1966 |
| Preparatoria # 1, Colegio Civil | Bachilleres | 1966 - 1968 |
| F.I.M.E., U.A.N.L. | Licenciatura | 1968 - 1973 |
| F.I.M.E., U.A.N.L. | Maestría en Ciencias | 1974 - 1996 |
| Carl Duisberg Centrum | Idioma Alemán | 1976 |
| Hoesch Huetenwerke A.G. | Alto Horno, Convertidor BOF, Colada Continua, Rolado Caliente y Rolado Frío | 1976 |
| Kloeckner Huetenwerke A.G. | Convertidor BOF, Colada Continua, | 1976 |
| Peine Salzgitter Huetenwerke A.G. | Convertidor BOF, Colada Continua. | 1977 |

13. Idiomas:

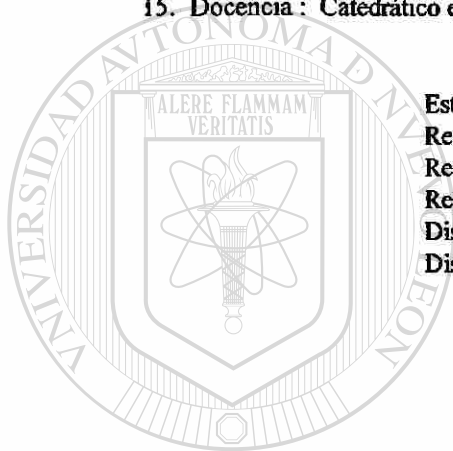
| | |
|--------|-----|
| Inglés | 60% |
| Alemán | 60% |

14. Desempeño Laboral :

| Puesto | Empresa | Periodo |
|-------------------------|----------------------------|--------------------|
| Ingeniero de procesos | Fundidora Monterrey, S.A. | De 1974 a 1978 |
| Jefe de Área | Fundidora Monterrey S.A. | De 1978 a 1980 |
| Jefe de Departamento | Ramírez Celada y Asociados | De 1980 a 1981 |
| Jefe de Departamento | HYLSA S.A. de C.V. | De 1981 a 1985 |
| Especialista en Acerías | HYLSA S.A. de C.V. | De 1985 a 1990 |
| Consultor en Acerías | HYLSA S.A. de C.V. | De 1990 a la Fecha |

15. Docencia : Catedrático en F.I.M.E de U.A.N.L. en las asignaturas de :

Estática
 Resistencia de Materiales I
 Resistencia de Materiales II
 Resistencia de Materiales III
 Diseño de Elementos de Máquinas I
 Diseño de Elementos de Máquinas II



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



