

## CAPITULO 8

### PROCEDIMIENTO GENERAL.

#### **8.1. Aceros microaleados estudiados.**

Los aceros microaleados estudiados en este trabajo son fabricados por la empresa AHMSA, S. A. de C. V. en Monclova, Coah. Esta compañía fabrica aceros microaleados desde 1960; los más importantes son los de calidad gasoducto, con los cuales se fabrican tuberías para PEMEX en diferentes diámetros y espesores de pared. Tubacero en Monterrey es una de las empresas que se dedica a fabricar dichas tuberías.

Se tomaron muestras de aceros microaleados para realizar pruebas de tensión e impacto. También se realizaron análisis químicos y metalográficos sobre estas muestras.

En la Tabla 8.1 se presentan las composiciones químicas de algunos de estos grados de aceros. Dichas composiciones varían ligeramente aún para el mismo grado de acero, dependiendo del espesor o el uso específico que el usuario le vaya a dar a estos aceros.



Los aceros microaleados se procesan de acuerdo con ciertos parámetros de laminación controlada, los cuales se muestran en la Tabla 8.2. Estos parámetros fueron los determinados mediante pruebas a escala industrial en AHMSA durante largos períodos de tiempo.

Tabla 8.2. Parámetros de laminación controlada para aceros microaleados.

PARAMETRO	5-LB-X42	X-52	X-52-GA	X-60	X-60-GA	X-65	X-65-GA	E110L
Espesor (cm)	0.46-1.0	1.0-1.27	0.46-1.0	0.46-1.0	1.0-1.27	0.46-1.0	1.0-0.64	0.46-1.0
Temp empape (°C)	1280 1300	1280- 1300	1280- 1300	1280- 1300	1280- 1300	1280- 1300	1280- 1300	1280- 1300
Temp salida Desbastador °C	1100	1100	1100	1100	1100	1100	1100	1100
Temp entrada Molino acab (°C)	1080	1080	1080	1080	1080	1080	1080	1080
Temp. acabado (°C)	850- 890	840- 880	840- 880	830- 870	830- 870	850- 890	850- 890	810- 850
Temp enrollado (°C)	620- 660	630- 670	650- 690	600- 640	600- 640	620- 660	590- 630	540- 580

De la Tabla 8.2 se puede apreciar que la temperatura de empape, la de salida del desbastador y la de entrada al molino acabador se mantienen constante para todos los aceros microaleados. Lo que realmente afecta a las propiedades mecánicas es la temperatura de acabado y la temperatura de enrollado, debido a que en estas etapas es donde se obtiene la fase final de la transformación de la austenita, así como el tamaño de grano final y las subestructuras que se forman dentro de dicha fase final. Estas tres características metalúrgicas, tipo de fase final, su tamaño de grano y la cantidad de subestructuras, son lo que determinan las propiedades finales del acero.

En la figura 8.1 se muestra el proceso de laminación controlada para un acero X-60-GA procesado por la línea de placa.

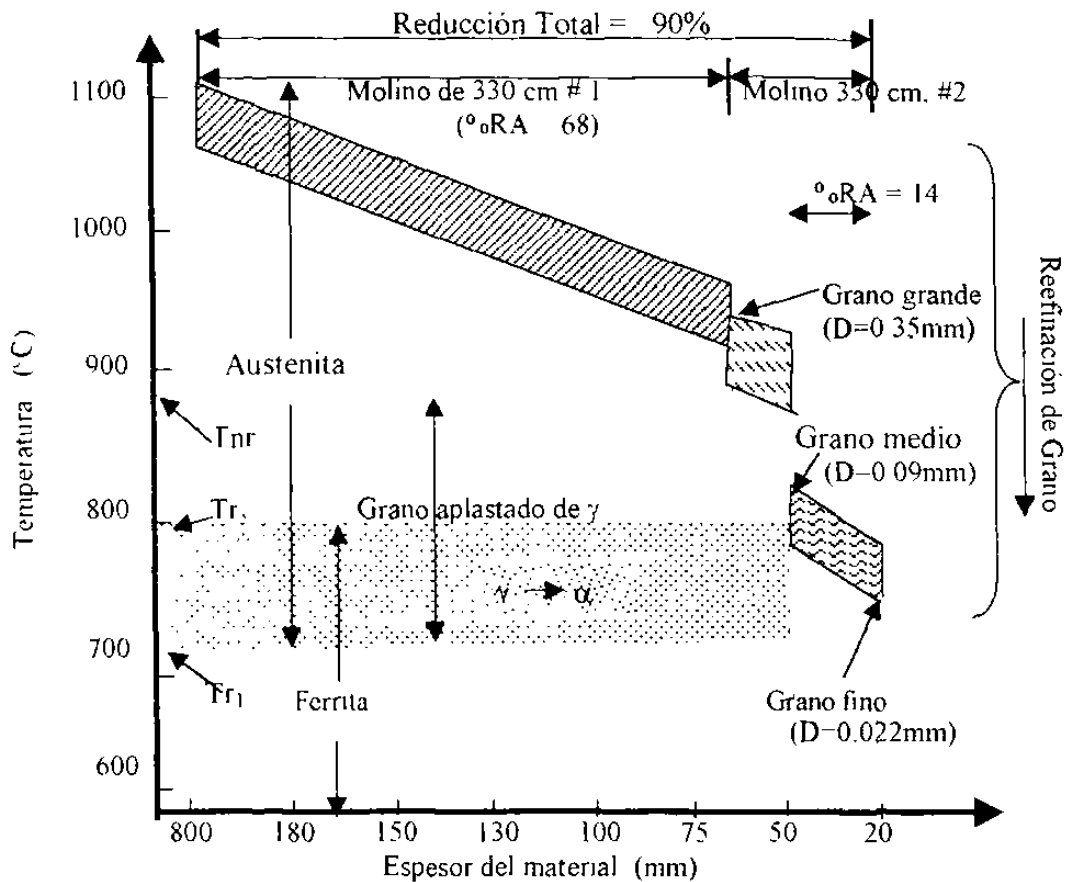


Fig 8.1: Cédulas de laminación y temperaturas permisibles de laminación para un planchón de 203 \* 1524 \* 2667 (mm), laminado a placa de 19 \* 2870 \* 15131 (mm). Acero X-60 gas amargo. El molino desbastador es el de 330 cm No. 1 y el acabador es el de 330 cm No. 2. Se puede observar que los últimos pases se dan por debajo de  $T_{nr}$  y el último pase se da en la región intercrítica, es decir por debajo de  $T_{r3}$ .

En la figura 8.1 sólo se muestran las reducciones con respecto a las temperaturas, pero no se muestra el enfriamiento posterior al último pase en el molino acabador. Este enfriamiento es muy importante en el control total de la laminación pues es durante este enfriamiento cuando se le da al material las propiedades finales. En la figura 8.2 se muestra el enfriamiento que se da al acero en la línea de tira.

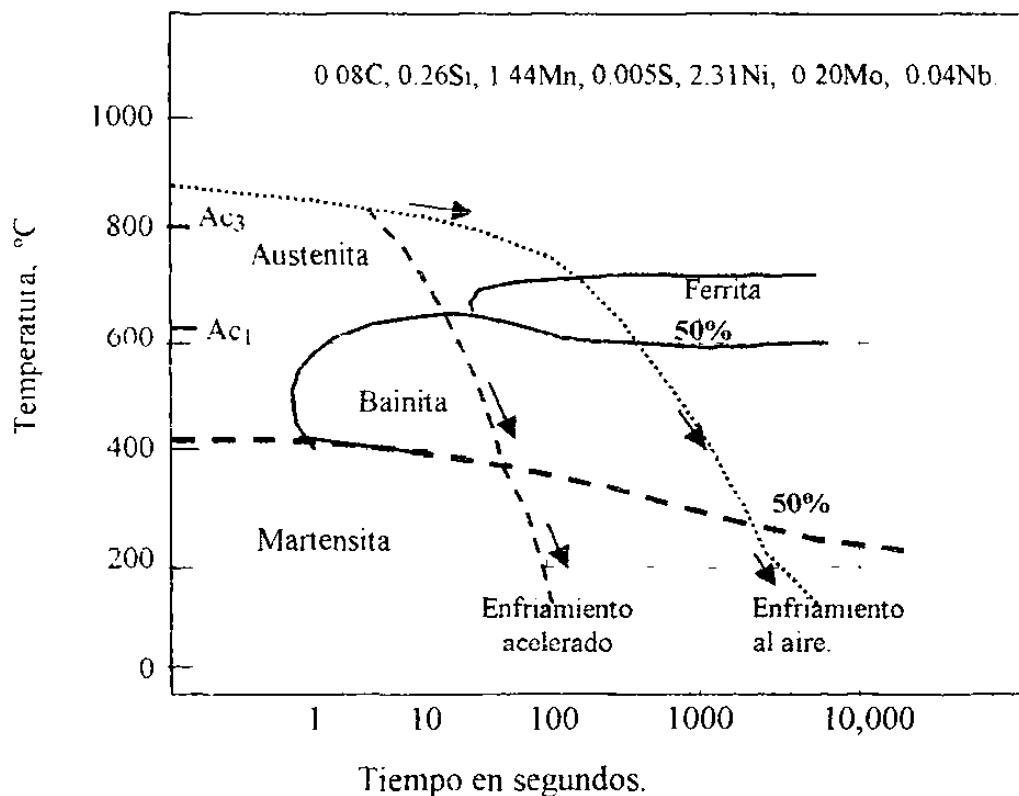


Figura 8.2: Diagrama de Transformación bajo Enfriamiento Continuo (TEC) para un acero microaleado (105). El efecto del níquel es mover la transformación hacia la derecha, de manera que en un acero microaleado sin níquel, como los estudiados en este trabajo, las curvas estarán más hacia la izquierda con el resultado de que aún con enfriamiento acelerado se tendría una mayor proporción de ferrita y poca bainita.

## 8.2. Pruebas de tensión.

Las probetas de tensión que se emplean para determinar las propiedades a tensión de los aceros microaleados son del tamaño definido por la norma ASTM A-370, de acuerdo con las dimensiones dadas en la figura 8.3.

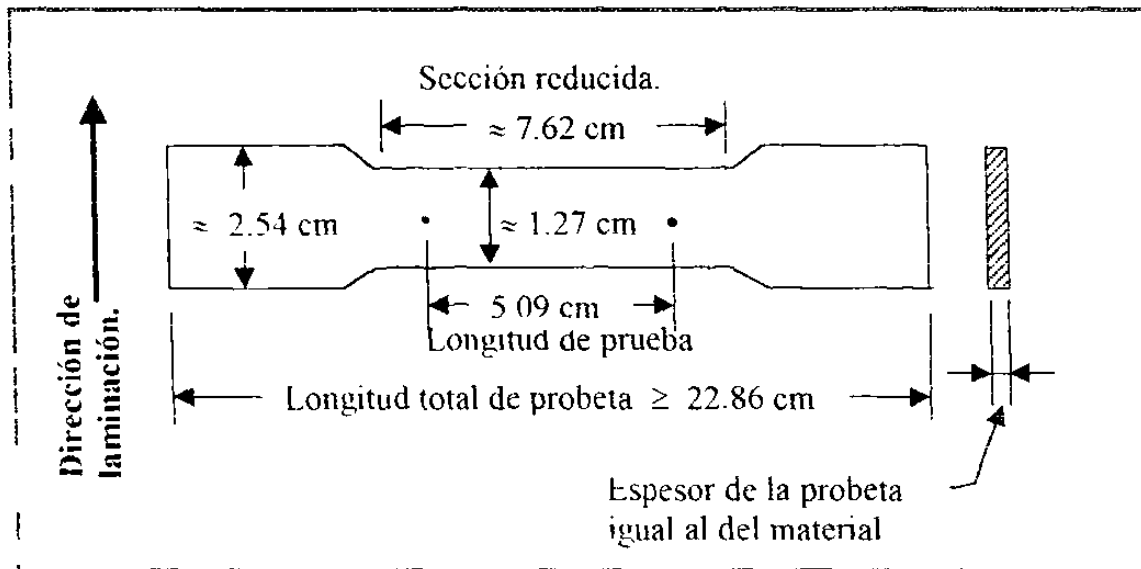


Figura 8.3: Dimensiones de la probeta de tensión usadas en este trabajo de acuerdo con la norma ASTM-A-370.

La máquina de tensión usada es marca Tinius-Olsen con 60 tons de capacidad, como la mostrada en la figura 8.4. La calibración de la máquina se realizó por una compañía especializada y certificada, empleando un anillo elastico de precisión de acuerdo con la norma ASTM E-4. Las probetas se deformaron a temperatura ambiente hasta fractura, manteniendo una velocidad constante de cabezal de 10 mm/min, equivalente a una velocidad de deformación de  $2.8 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$ .

## Pruebas de impacto.

Las probetas de impacto empleadas en este trabajo se ajustan a la norma ASTM A-370 (API esp. 5L y PEMEX Esp. gral. TSA-001).

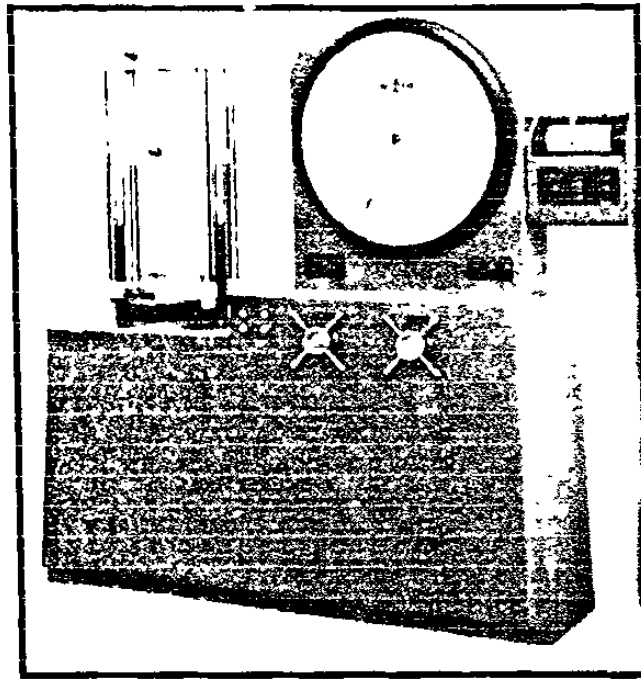


Figura 8.4. Maquina Universal Tinius Olsen usada en las pruebas de tension realizadas en este trabajo.

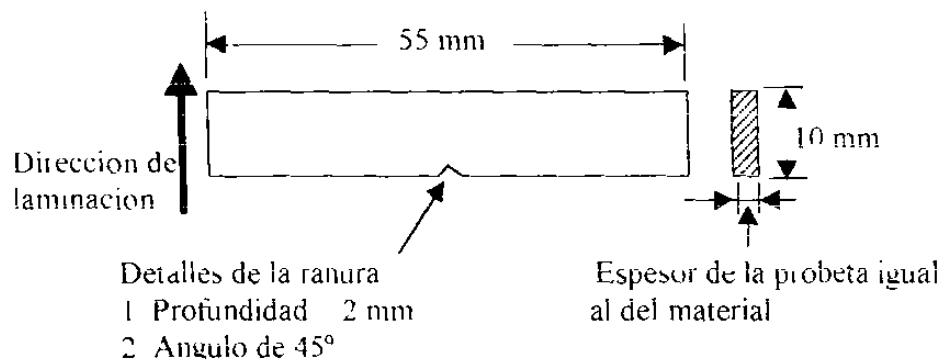


Figura 8.5. Probetas de impacto tipo Charpy, fabricadas de acuerdo con la norma ASIM-A-370

Las probetas de impacto se enfriaron en nitrógeno líquido y acetona manteniendo por 5 minutos a la temperatura deseada antes de quebrarlas. Se usaron tenazas especiales para sacarlas del baño refrigerante y colocarlas en el yunque y quebrarlas en un tiempo máximo de 5 segundos.

#### 8.4. Probetas substandard.

Las probetas charpy deben tener una sección de 10 mm \* 10 mm, pero cuando el espesor del material es menor de 10 mm se fabrican las probetas con el espesor del material fabricado, para lo cual se usan factores para multiplicar el valor de energía absorbida durante la fractura y obtener la que absorbería una probeta de 10 mm \* 10 mm. Estos factores se muestran en la Tabla 8.3.

Tabla 8.3: Factores de extrapolación para calcular la energía absorbida en la prueba de impacto para probetas substandard.

Tipo	Espesor de Probeta	Factor de Extrapolacion
1/1	10 mm (0.394")	1.00
3/4	8.6 mm (0.295")	1.34
2/3	6.7 mm (0.264")	1.49
1/2	5.0 mm (0.197")	2.00
1/3	3.4 mm (0.132")	2.98
1/4	2.5 mm (0.098")	4.02

El factor de extrapolación se calcula con la siguiente fórmula:

$$F. E. = \frac{10 \text{ mm}}{\text{Espesor de probeta en mm}}$$

El factor de extrapolación multiplica a la lectura de la máquina de impacto para obtener la energía real absorbida por una probeta de 10 mm \* 10 mm.

En la figura 8.6 se muestra una máquina de impacto marca Tinius-Olsen como la usada en estas pruebas. Existen varios tipos y modelos de máquinas de impacto



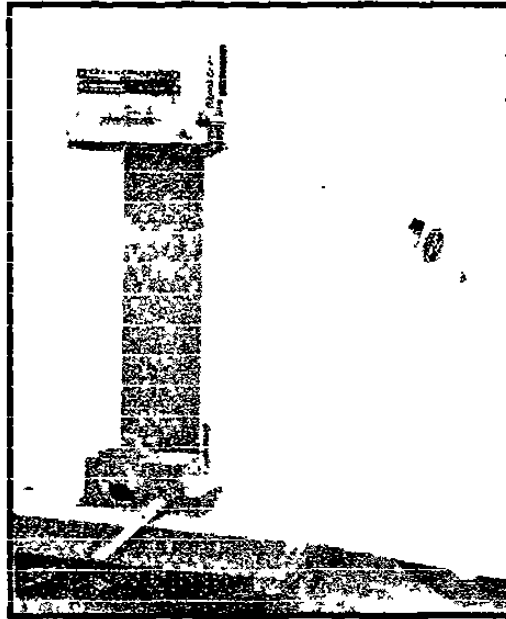


Figura 8 6 Máquina para pruebas de impacto marca Tinius Olsen usada en este trabajo.

### 8.5 Microscopia.

El análisis de las microestructuras se realizó en un analizador de imágenes Marca LECO. Modelo PMG 3 A3001, con capacidad de 50X a 2.000X. Las muestras para análisis de las microestructuras se tomaron como se muestra en la figura 8.7.

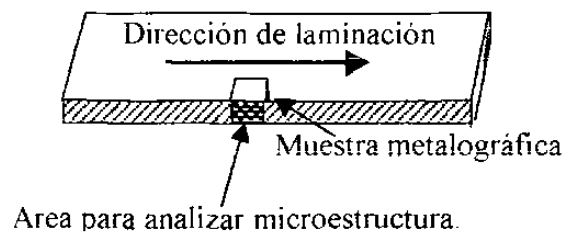


Figura 8 7: Manera como se tomaron las muestras metalográficas y area que se pulió y atacó para observar la microestructura con el reactivo nital al 6%.

El procedimiento normal para tomar muestras para ensayos mecánicos y metalografía, consiste en muestrear cada rollo o placa, tomando muestras tanto del centro del material como a 6.3 mm de la orilla.

En la figura 8.8 se muestra una muestra de impacto fracturada mostrando la zona de inicio de la fractura y la de su propagación.

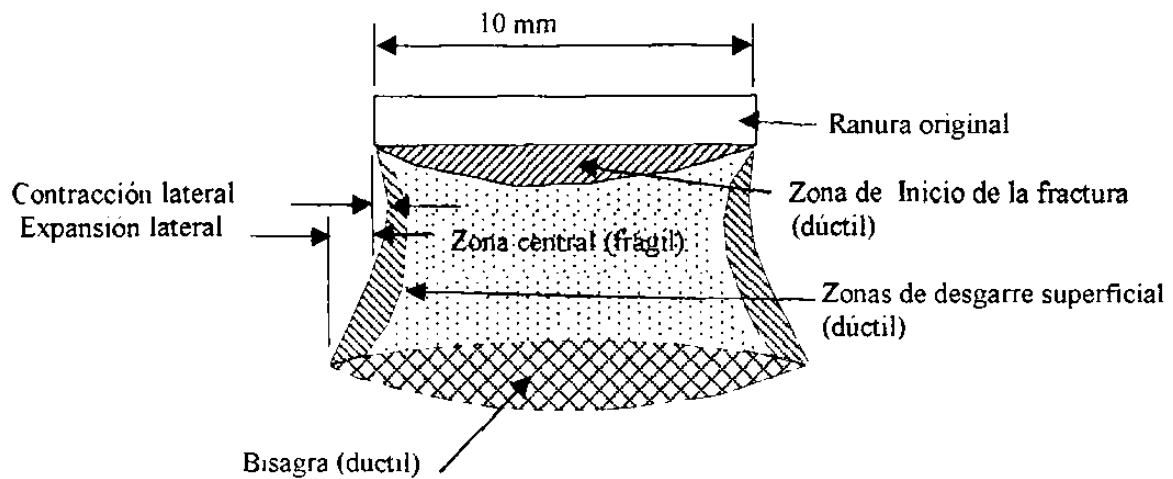


Figura 8.8 Descripción de la fractura en una probeta de impacto quebrada en el intervalo de la temperatura de transición.

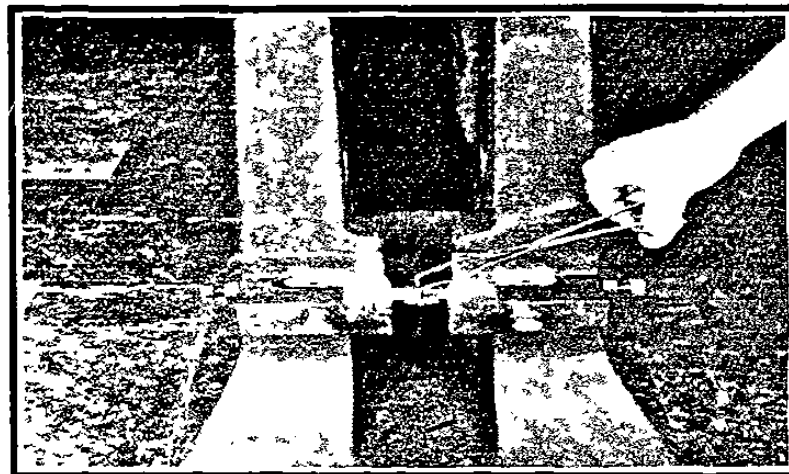


Figura 8.9. Manera como se colocan las probetas de impacto en el yunque de la máquina de impacto usando tenazas especiales según norma ASTM.

## CAPITULO 9

### RESULTADOS.

#### 9.1. Resultados de pruebas de tensión.

Los resultados de las pruebas de tensión que se realizaron en el acero X-60 para gas amargo, en placa de 17.5 mm se presentan en la Tabla 9.1.

Tabla 9.1: Datos de resistencia a la cedencia ( $\sigma_y$ ) y a la tensión ( $\sigma_u$ ), y del porcentaje de elongación (%EL) para acero X-60 gas amargo.

	$\sigma_y$ (455 MPa min.)		$\sigma_u$ (531 MPa min.)		%EL (29% min)	$\sigma_y / \sigma_u$ (0.90 máx)
	MPa	ksi	MPa	Ksi		
Maximo	543	78.7	618	89.5	49	0.90
Mínimo	473	68.6	540	78.2	43	0.82
Promedio	500	72.5	569	82.4	46	0.88
Desviación estd.	17.9		19.3		1.91	0.017
No de muestras	24		24		24	24

En la Tabla 9.2 se presentan los resultados totales de pruebas de tensión realizadas a diferentes coladas de acero X-60 para gas amargo.

Tabla 9.2- Resultados de pruebas de tension en acero X-60-GA en placa de 17.5 mm de espesor.

COLADA	PLACA	$\sigma_y$ ( L.L ) (455 MPa min )		$\sigma_u$ (531 MPa min )		%EL (29% min)	$\sigma_y/\sigma_u$ (0.90 máx.)
		MPa	Ksi	MPa	Ksi		
100904	5859031	543	78.7	618	89.5	43	0.88
"	5859033	493	71.5	555	80.5	49	0.89
100905	5859058	497	72.1	564	81.7	47	0.88
"	5859067	521	75.5	584	84.6	44	0.89
100906	5859060	497	72.1	568	82.3	45	0.88
"	5859068	595	71.7	565	81.9	46	0.88
100907	5859036	500	72.5	562	81.4	44	0.89
"	5859040	500	72.1	551	79.9	47	0.90
100908	5859020	496	71.9	549	79.5	48	0.90
"	5859026	477	69.1	546	79.2	49	0.87
100909	5859051	480	69.6	547	79.3	47	0.88
"	5859061	473	68.6	540	78.2	49	0.88
100910	5859240	522	75.6	586	84.9	46	0.89
"	5859252	475	68.9	553	80.1	49	0.86
100911	5859200	537	77.8	594	86.1	45	0.90
"	5859210	511	74.0	566	82.1	49	0.90
100912	5860026	489	70.8	547	79.3	47	0.89
"	5860047	482	69.8	562	81.4	46	0.86
100913	5859232	487	70.6	591	85.7	45	0.82
"	5859253	500	72.5	571	82.7	47	0.88
100914	5859229	509	73.8	570	82.6	48	0.89
"	5859234	495	71.8	572	82.9	43	0.87
200866	5859208	524	75.9	596	86.4	46	0.88
"	5859254	511	74.1	585	84.8	46	0.87
<b>Máximo</b>		543	78.7	618	89.5	49	0.90
<b>Promedio</b>		500	72.5	569	82.4	46	0.88
<b>Mínimo</b>		473	68.6	540	78.2	43	0.82
<b>Desviación estándar</b>		17.9		19.39		1.91	0.017
<b>No. de muestras</b>		24		24		24	24

En las figuras 9.1 a 9.4 se presentan los histogramas correspondientes a la Tabla 9.2

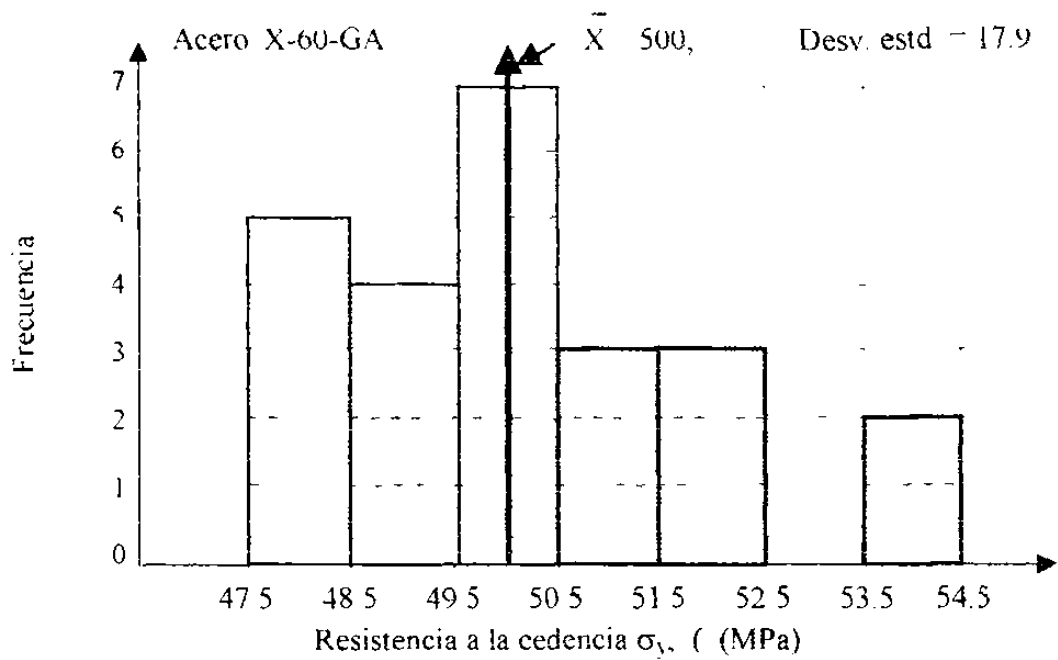


Figura 9.1 Histograma para los datos de resistencia a la cedencia de la Tabla 9.2.

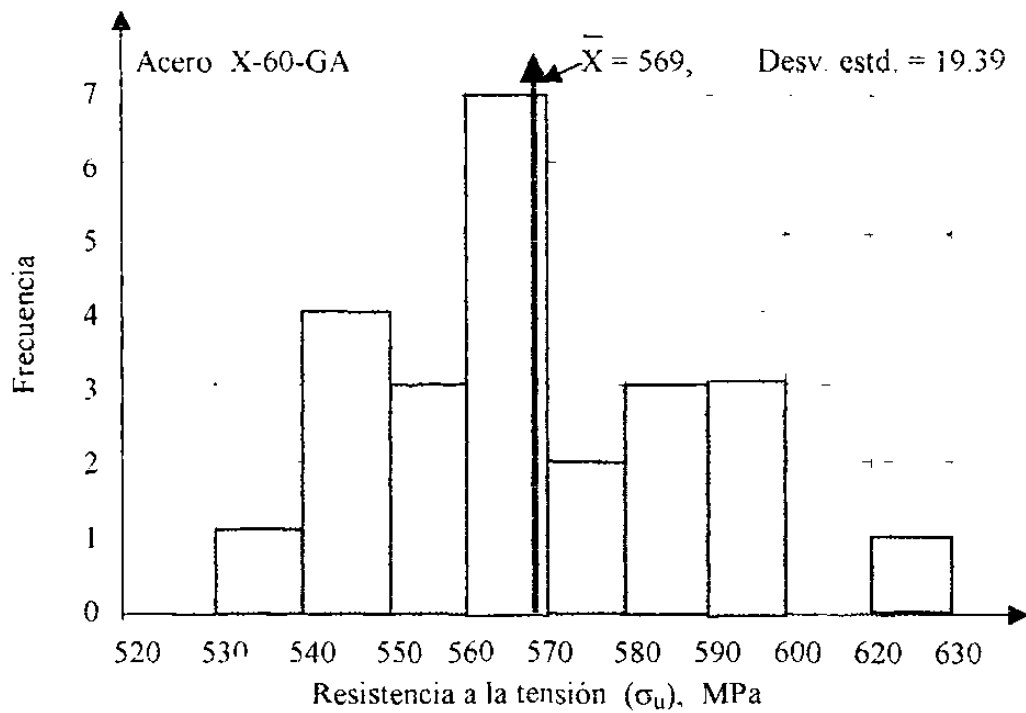


Figura 9.2 Histograma para los datos de resistencia a la tensión de la Tabla 9.2.

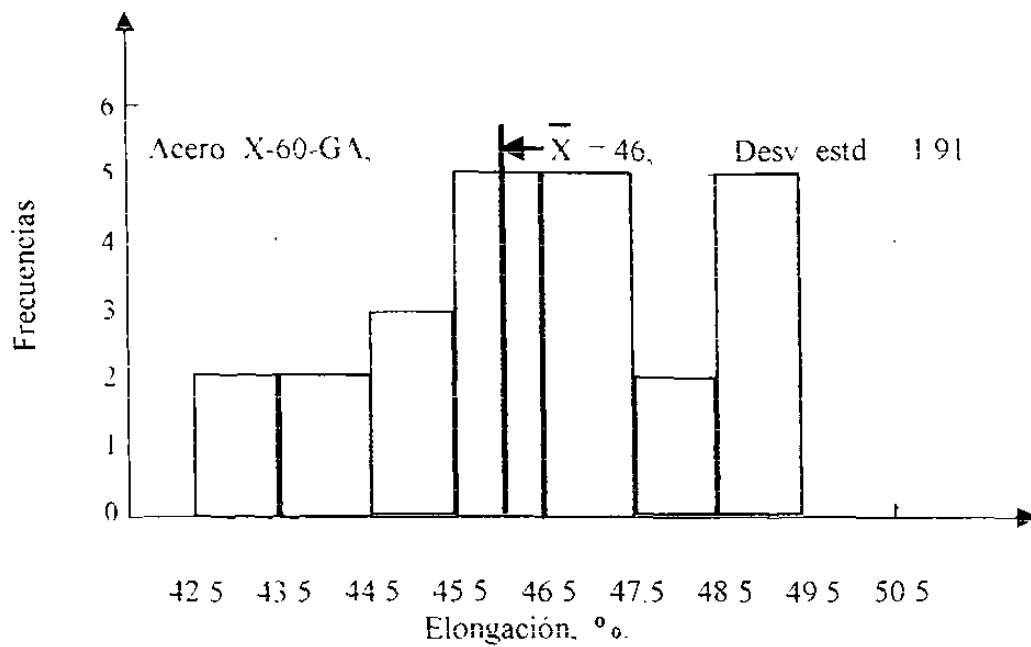


Figura 9.3 Histograma correspondiente a los datos de elongación de la Tabla 9.2.

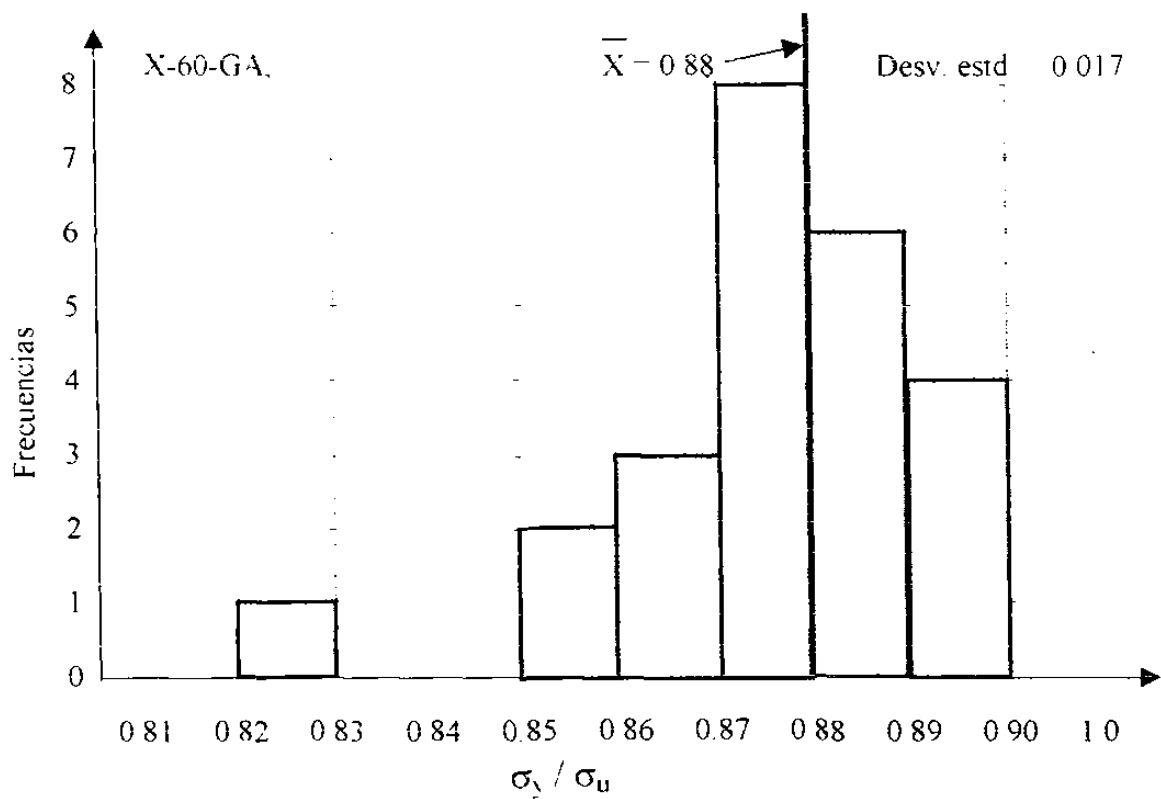


Figura 9.4 Histograma correspondiente a los datos de  $\sigma_y/\sigma_u$  de la Tabla 9.2

Para el acero X-52-GA se obtuvieron los resultados que se dan en la tabla 9.3

Tabla 9.3: Resultados de pruebas a tensión para acero X-52-GA

COLADA	PLACA	$\sigma_Y$ ( L.E.) (370-450 MPa)		$\sigma_u$ (455-545 MPa)		%EL (35% min)	$\sigma_Y / \sigma_u$ (0.91 max)
		MPa	Ksi	MPa	Ksi		
109191	6555182	464	67.3	504	73.1	42	0.92
"	6555183	423	61.3	486	70.5	43	0.87
"	6555184	446	64.6	503	72.9	42	0.89
"	6555185	432	62.6	500	72.4	43	0.86
119190	6555070	412	59.7	473	68.5	49	0.87
"	6555083	423	61.3	478	69.3	49	0.88
"	6555084	404	58.5	475	68.9	50	0.85
"	6555085	424	61.4	490	71.0	46	0.86
209138	6555089	431	62.4	484	70.2	47	0.89
"	6555090	431	62.5	486	70.5	45	0.89
"	6555093	413	59.9	491	71.1	46	0.84
"	6555098	446	64.6	500	72.4	47	0.89
	Máximo	464	67.3	504	73.1	50	0.92
	Mínimo	404	58.5	473	68.5	42	0.84
	<b>Promedio</b>	<b>429</b>	<b>62.2</b>	<b>489</b>	<b>70.9</b>	<b>45.8</b>	<b>0.88</b>
	Desv estd	16.0		10.4		2.7	0.07

En las figuras 9.5 a 9.8 se dan los histogramas correspondientes a la Tabla 9.3.

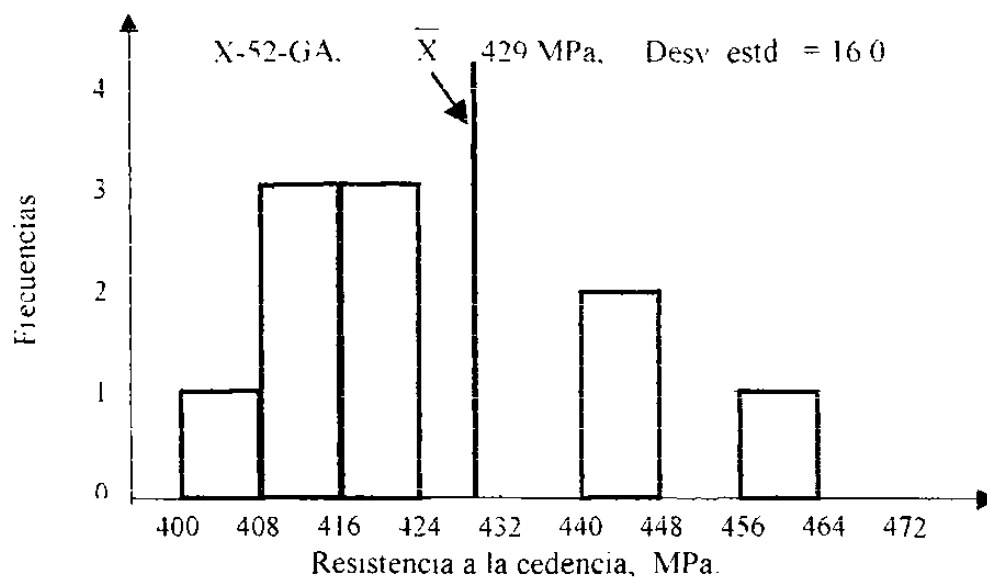


Figura 9.5 Histograma de resistencia a la cedencia de Tabla 9.3 Acero X-52-GA

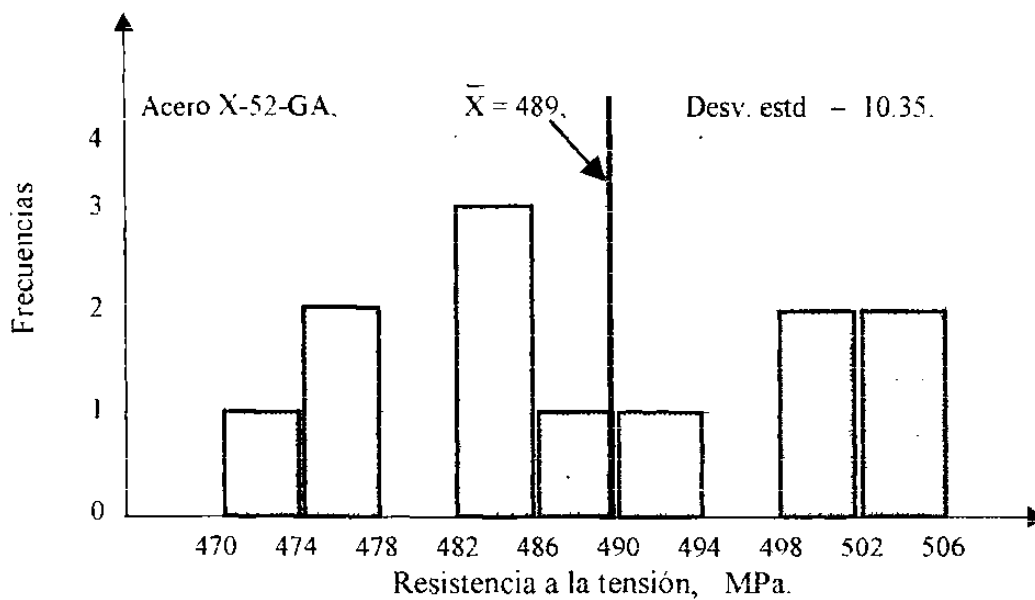


Figura 9.6 Histograma de los datos de resistencia a la tensión, según datos de la Tabla 9.3 Acero X-52-GA.



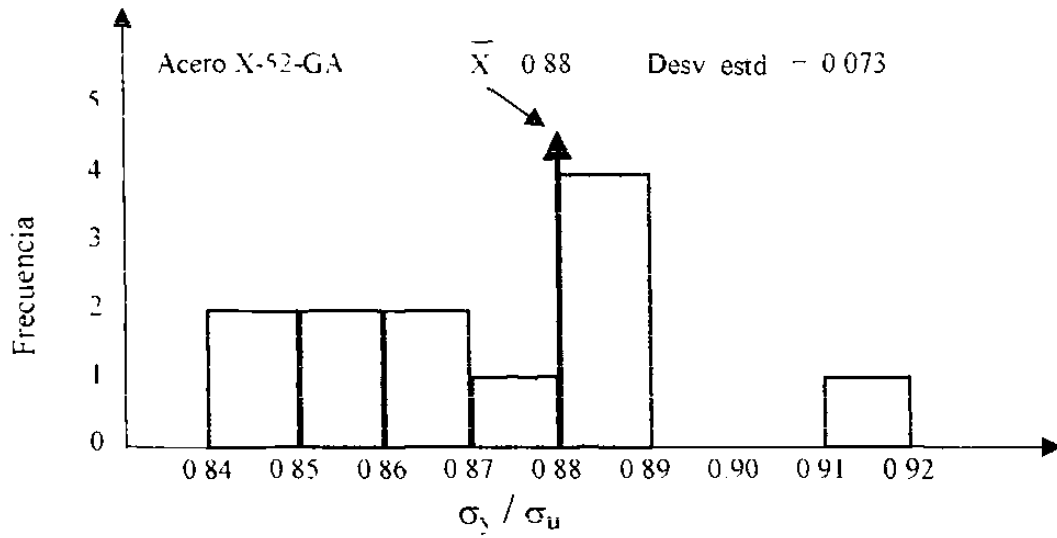


Figura 9.7 Histograma de la relación de resistencias correspondiente a la Tabla 9.3

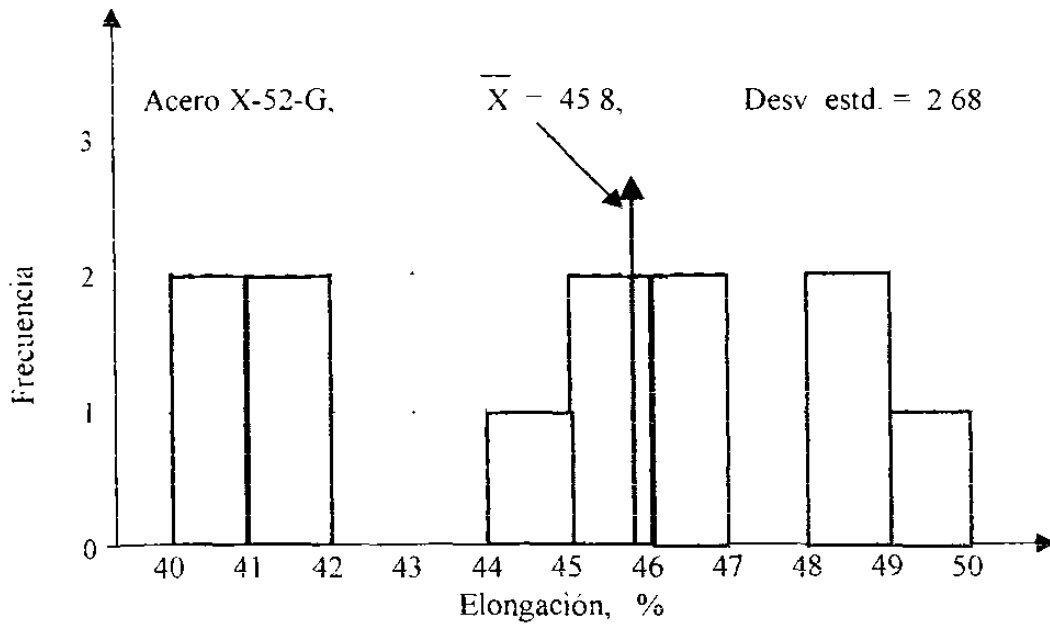


Figura 9.8 Histograma del porcentaje de elongación de la Tabla 9.3

En las figuras 9.9 y 9.10 se dan las curvas de tensión para dos probetas de acero X-52-GA.

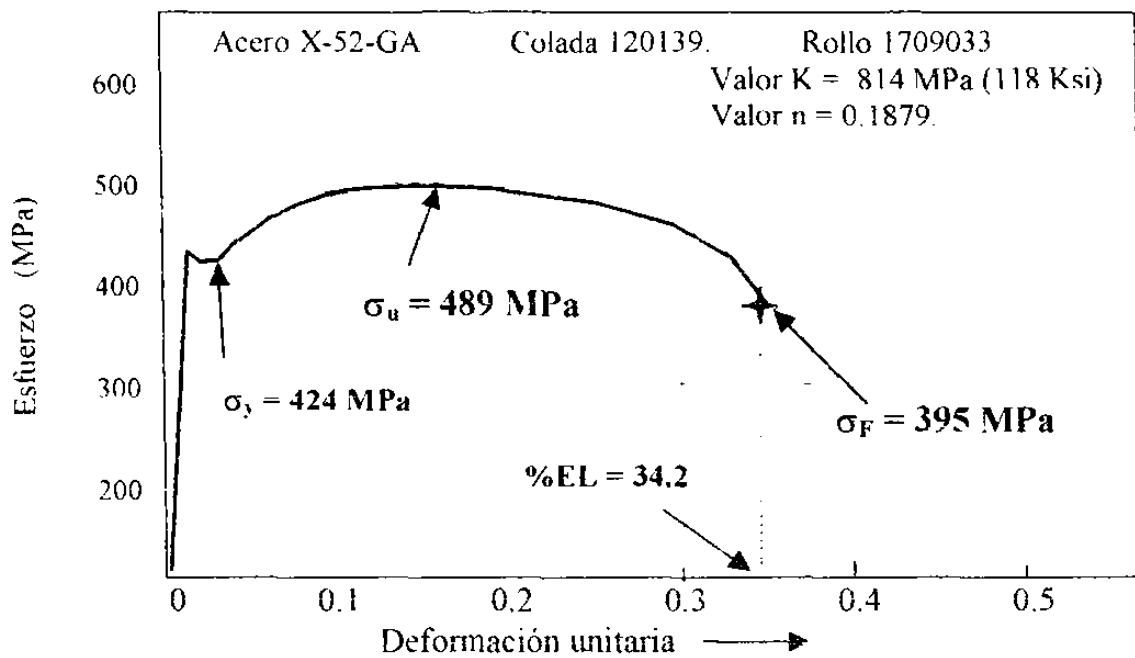


Figura 9 9 Curva de tensión para un acero X-52-GA, colada 120139, rollo 1709033

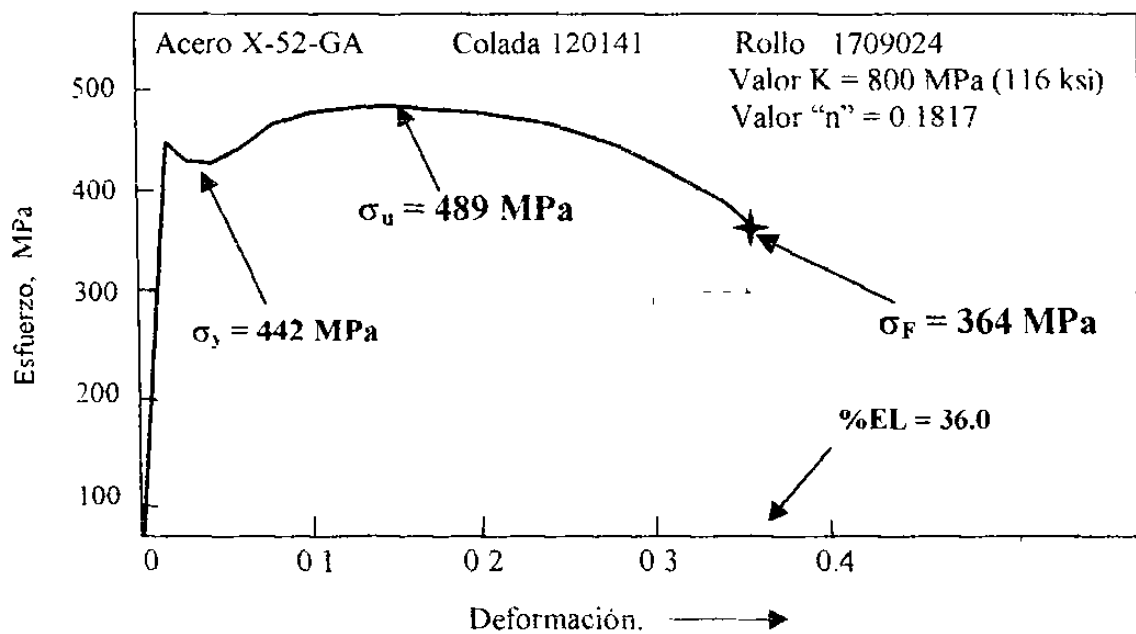


Figura 9 10: Curva de tensión para un acero X-52-GA, colada 120141, rollo 1709024.

De las figuras 9.9 y 9.10 se puede ver que el acero X-52-GA fabricado por AHMSA cumple con los requerimientos en propiedades mecánicas para este grado de acero.

## 9.2. Resultados de pruebas de impacto.

Los resultados de las pruebas de impacto se muestran en la tabla 9.4

Tabla 9.4: Resultados de Pruebas de Impacto a diferentes temperaturas para un acero X-52-GA

Energías Absorbidas en Joules.

Temperaturas, °C		-10	-20	-40	-60	-70	-80	-95	-100	-105	
Colada 109190	Planchón 070	252	334	216	264	216	248	216	118	68	
"	"	083	200	210	186	168	154	118	148	11	8
"	"	084	226	216	216	226	210	170	100	8	11
"	"	085	210	202	194	206	156	162	100	11	90
"	109191	089	222	216	206	170	170	190	144	5	11
"	"	090	248	226	272	270	206	216	94	5	11
"	"	093	200	208	224	132	140	124	92	5	8
"	"	098	186	208	178	126	140	130	14	5	5
"	209138	182	170	176	138	126	116	126	86	8	8
"	"	183	194	184	168	156	130	102	13	11	9
"	"	184	172	186	136	102	146	130	118	11	16
"	"	185	178	190	172	108	126	124	102	11	11
<b>Máximo</b>	→	252	334	272	270	216	248	216	118	90	
<b>Mínimo</b>	→	170	176	136	102	116	102	13	5	5	
<b>Promedio</b>	→	205	213	192	171	159	153	102	17	21	
<b>Desv. estandar</b>	→	26.4	39.4	36.6	52.7	32.8	42.9	52.6	30.4	26.3	

De los resultados dados en la tabla 9.4 se observa que la transición final sucede a 95 °C, sin embargo al hacer las gráficas se determinará con mayor exactitud la transición de dúctil a frágil. Debe observarse una doble transición, una correspondiente a la transición de la propagación de la fractura, y la segunda

a temperatura inferior es la transición correspondiente al inicio de dicha fractura. En la figura 9.11 se presentan algunas de las gráficas de impacto correspondientes a la Tabla 9.4

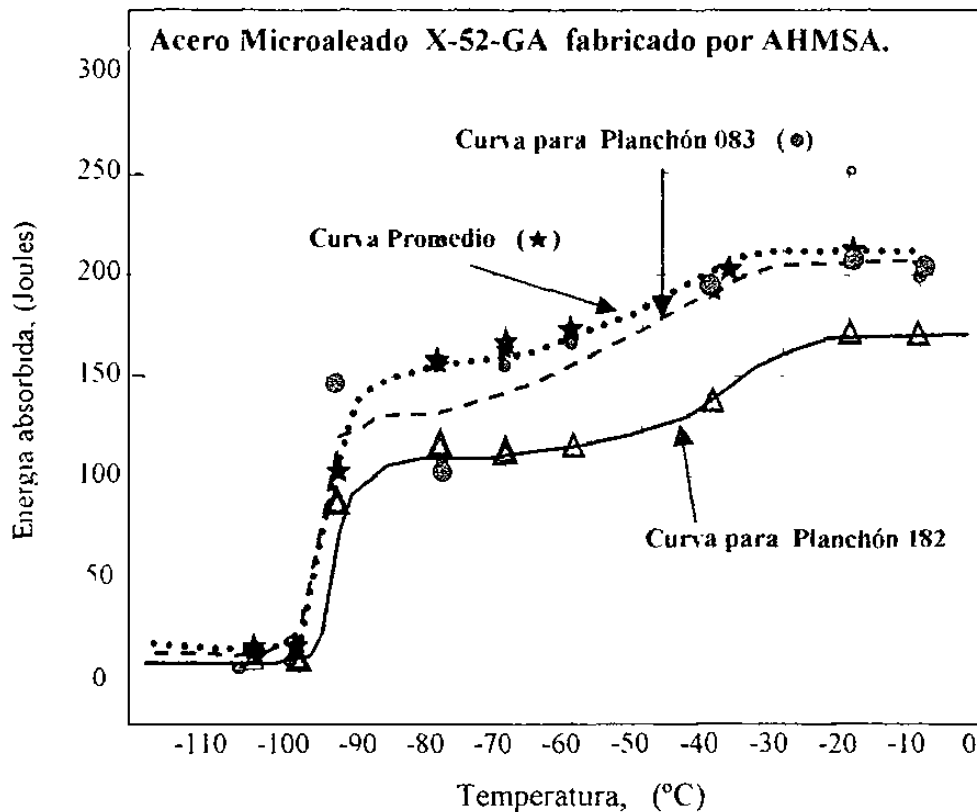


Figura 9.11: Curvas de impacto para 3 casos: Valores promedio, planchón 083 y planchón 182. La transición inferior es la misma para los 3 casos y es igual a  $-95^{\circ}\text{C}$ .

Las propiedades a impacto son 2, la energía máxima absorbida también conocida como tenacidad a impacto y la temperatura de transición de dúctil a frágil. Sin embargo, la temperatura de transición es mejor considerarla tanto para el caso de inicio de la fractura, como para el caso de su propagación. De acuerdo con los datos de la Tabla 9.4, la temperatura de transición corresponde a

95 °C, es decir corresponde a la temperatura de transición para el inicio de la fractura.

En la Figura 9.12 se muestran a escala mayor las curvas de impacto para el planchón 090 y para el 182, los cuales muestran valores de energía muy altos y muy bajos respectivamente.

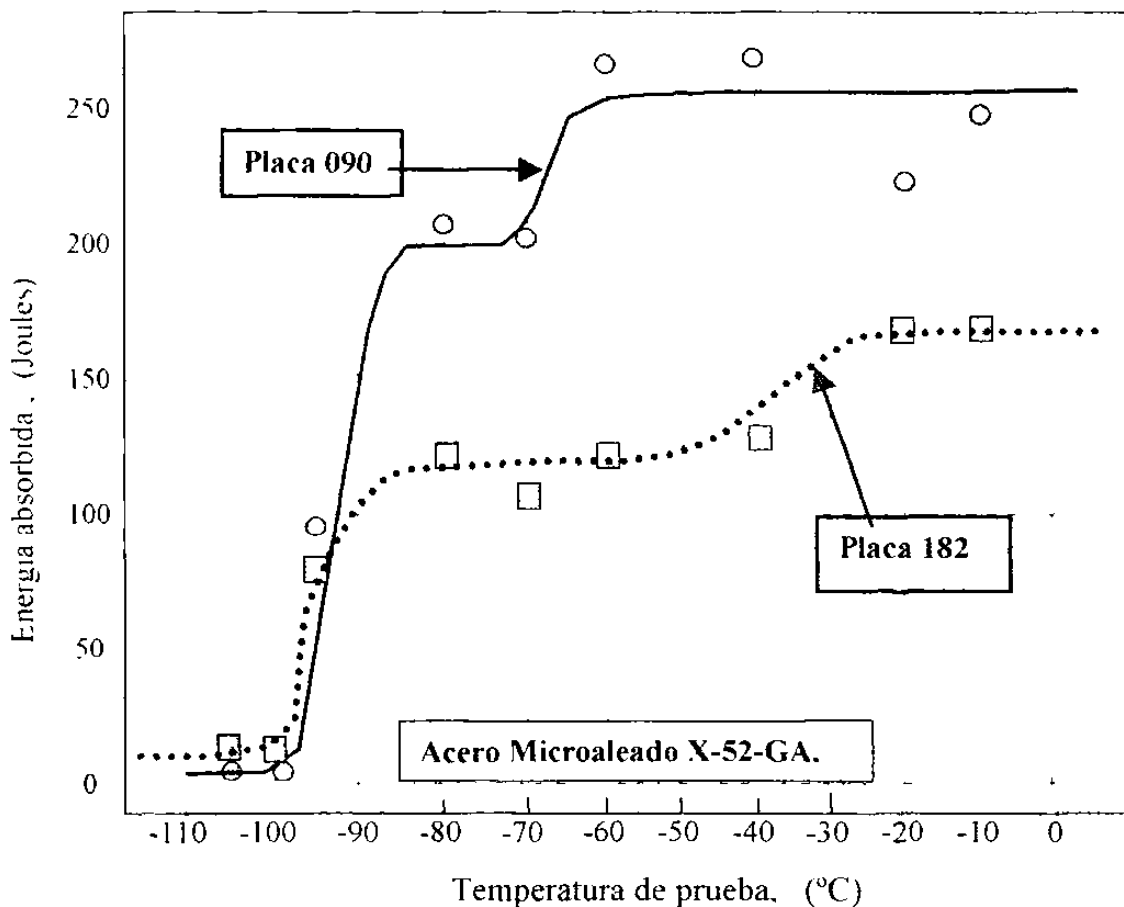


Figura 9.12: Curvas de impacto para dos placas de acero grado X-52-GA. De estas curvas se puede observar la gran dispersión que existe en la energía máxima absorbida

En la figura 9.4 se puede observar la gran dispersión que existe normalmente en la energía máxima absorbida (E<sub>Amax</sub>). Esta gran dispersión se atribuye a

diferencias en las dimensiones de la ranura, que, aunque muy pequeñas, son capaces de afectar a los valores de energía máxima absorbida.

En la Tabla 9.5 se presentan las composiciones químicas de las placas estudiadas en este trabajo.

Tabla 9.5: Composiciones químicas (% en peso) de las placas de acero X-52-GA que se estudiaron en este trabajo.

Comp. Quím.	Número de Placa.											
	070	083	084	085	089	090	093	098	182	183	184	185
<b>C</b>	0.067				0.083	=	-	=	0.072	=	=	-
<b>Mn</b>	0.870				=	-	-	-	-	=	-	=
<b>P</b>	0.014	-		-	0.019	-	=	=	0.016	=	=	-
<b>S</b>	0.005			-	-	=	=	-	-	=	=	-
<b>Si</b>	0.190				0.200	-	-		0.190	=	=	=
<b>Cu</b>	0.270				0.260	-	-	-	0.270	-	-	=
<b>Cr</b>	0.022		-	-	0.031	=	=	=	0.029	-	=	=
<b>Ni</b>	0.034			-	0.029	=	-	-	0.024	-	=	=
<b>Mo</b>	0.014				0.029	-	-	-	0.018	-	-	-
<b>AL.T.</b>	0.031	-	=	-	0.032	-	-	-	0.036	=	=	=
<b>V</b>	0.003	-		-	0.004	=	=	=	0.003	=	-	=
<b>Nb</b>	0.022		-		0.021	=	=	=	0.023	=	=	=
<b>Ti</b>	0.010				0.009	=	-	=	0.010	=	=	-
<b>Al.S.</b>	0.031		-	-	0.030	-	=	=	0.036	-	=	=
<b>N</b>	0.006			-	0.0055	-	=	-	0.006	-	=	=
<b>Ca</b>	0.0037	-	-		0.0035	=	-	-	0.0044	=	=	=
<b>Ca / S</b>	0.740		-	-	0.714	=	=	=	0.880	=	=	=

De la Tabla 9.5 se ve que el carbono es mayor de 0.067 y el azufre es de 0.005. Tanto el carbono como el azufre pueden ser disminuidos aún más con el equipo que cuenta AHMSA. Los análisis químicos dados en la Tabla 9.5 están dentro de los valores permisibles presentados en la Tabla 8.1

El concepto de doble transición puede entenderse mediante el siguiente ejemplo del acero A572-50, cuya curva de impacto se presenta en la Figura 9.13 en la cual se puede observar claramente la doble transición en las curvas de impacto. En las figuras 9.11 y 9.12 no se observa claramente esta doble transición.

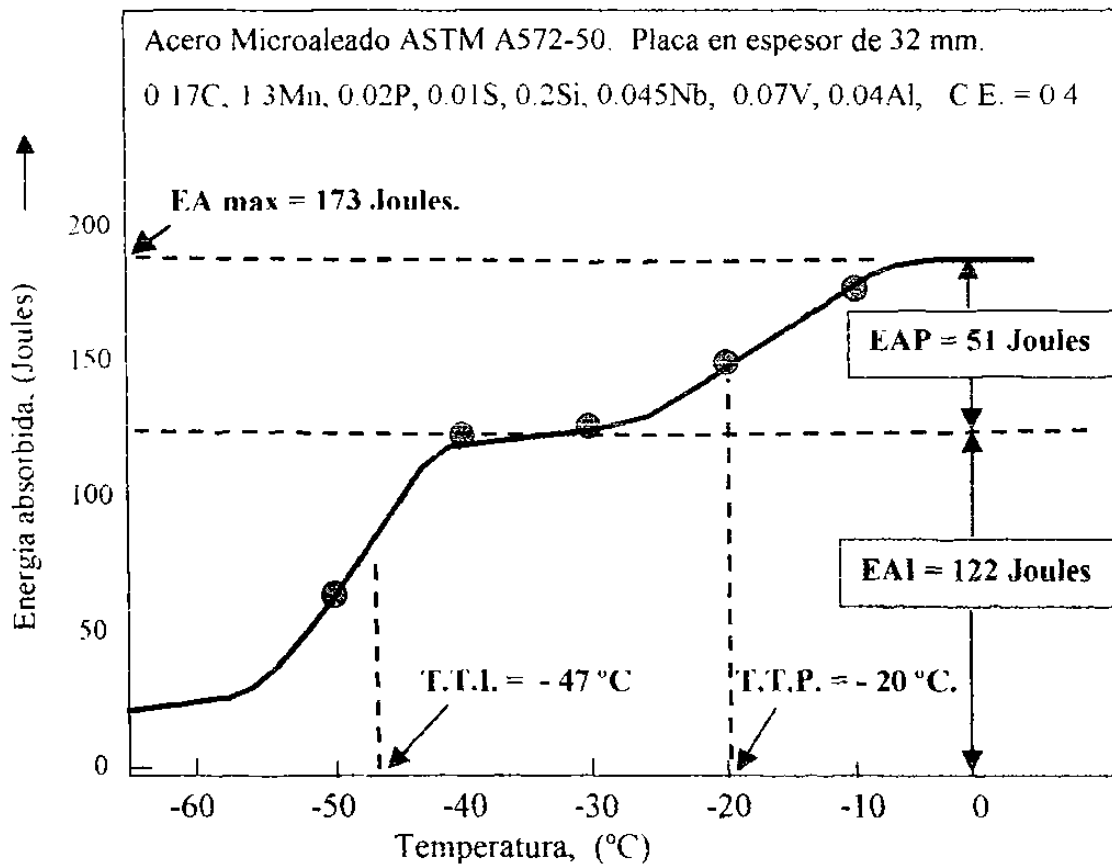


Figura 9.13: Curva de impacto para un acero microaleado A572-50 en la cual se muestra la doble transición de temperatura así como la energía absorbida para iniciar la fractura (EAI) y la energía absorbida en la propagación de dicha fractura (EAP).

En la Tabla 9.6 se muestran los datos con los cuales se obtuvo la figura 9.13.

Tabla 9.6: Datos experimentales obtenidos en muestras de impacto para un acero A572-50 fabricado por AHMSA, correspondientes a la Figura 9.5.

Temperatura, °C →	-10	-20	-30	-40	-50
Energía abs. (Joules) →	173	149	128	124	61
% Área dúctil. →	100	83	50	40	20

De la figura 9.13 y de la Tabla 9.6 se obtienen los siguientes valores para los diferentes parámetros de impacto:

- IAI Energía absorbida para iniciar la grieta = 122 joules.
- EAP " " para propagar la grieta = 51 joules.
- Lamax Energía absorbida máxima = 173 joules.
- TTI Temperatura de Transición del inicio de la fractura = -20 °C.
- TTP " " de la propagación = -47 °C.

Calidad de este acero: Con estas propiedades a impacto se puede decir que este acero es de óptima calidad.

Usos de este grado de acero: Recipientes a presión.

### 9.3. Tamaño de grano.

El tamaño de grano es uno de los principales parámetros que deben cuidarse en aceros para gasoductos como el X-52-GA. Esto se debe a que entre más fino sea el grano del acero, éste es más soldable y la soldabilidad es de mucha importancia para fabricar los gasoductos sin que se formen microgrietas durante el proceso de soldadura ya sea longitudinal o perimetral. La soldadura longitudinal se realiza cuando se está fabricando el tubo mientras que la



perimetral se realiza al estar uniendo un tubo con otro al momento de estar tendiendo el gasoducto en su posición final en la ruta que va a seguir dicho gasoducto.

De acuerdo con los requerimientos de Pemex, según documento NRF-001-PEMEX-200, Rev. 0, el tamaño grano para los aceros X-52-GA para gasoductos, debe más fino que ASTM No. 10 ( $0.011 \text{ mm} = 11 \mu\text{m}$ ).

Por su parte y también de acuerdo con el documento mencionado, las inclusiones no-metálicas deben ser de las siguientes dimensiones:

Inclusiones tipo A (Sulfuros):	deben ser menores de 0.5d
Inclusiones tipo B (Aluminatos):	deben ser menores de 1.0d
Inclusiones tipo C (Silicatos):	deben ser menores de 0.5 d
Inclusiones Tipo D (Otros óxidos):	deben ser menores de 1.5 d

Además, todas las inclusiones deben tener un mínimo de 95% de globulización.

En la figura 9.14 se muestra una microestructura típica de los aceros X-52-GA. Se observa que el tamaño de grano de la ferrita es mixto, con granos que va desde muy grueso, ASTM No. 0 ( $0.35 \text{ mm} = 350 \mu\text{m}$ ), hasta muy finos ASTM No. 12 ( $0.006 \text{ mm} = 6 \mu\text{m}$ ). Aún cuando PEMEX no especifica la morfología del grano ferrítico, en la Figura 9.6 se observan tanto granos equiaxiales como alargados. A simple vista puede apreciarse que existe aproximadamente un 90% de grano fino, alrededor de  $8 \mu\text{m}$ , y alrededor de 10% de grano basto. También se tiene un bandeo de la segunda fase la cual consiste de bainita.

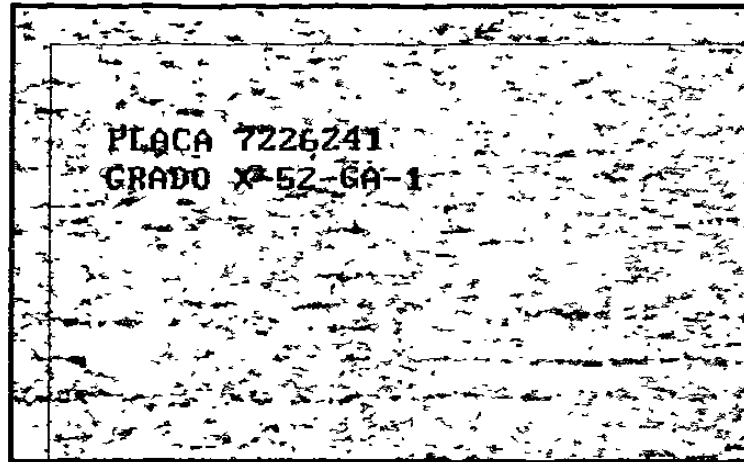


Figura 9.14: Microestructura de un acero X-52-GA . 100X. Reactivo nital al 6%.  $\approx 90\%$  Grano fino ASTM-10 ( $11 \mu\text{m}$ ).

En la Figura 9.15 se muestra la microestructura de un acero X-65-GA para comparación con la microestructura del acero X-52-GA mostrada en la Figura 9.14.

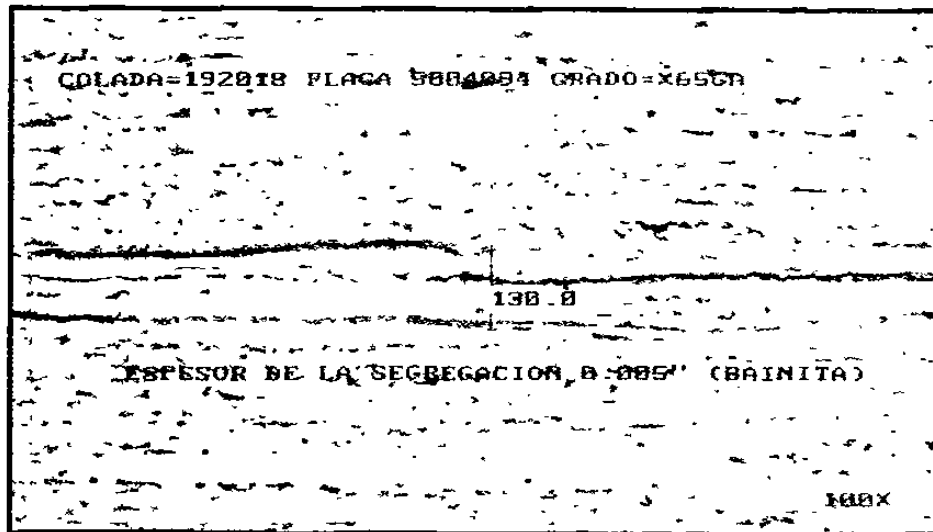


Figura 9.15. Microestructura de un acero X-65-GA. 100X, reactivo nital al 6%. Tamaño de grano ASTM-12 ( $6 \mu\text{m}$ ). Se muestra también una segregación hacia el centro de la placa.

## CAPITULO 10

### DISCUSION DE RESULTADOS.

#### 10.1. Resultados de pruebas de tensión.

Los resultados de las pruebas de tension indican que las propiedades mecanicas de los aceros X 52 GA probados en este trabajo exceden los requerimientos para estos aceros como se muestra en la siguiente Tabla 10 1

Tabla 10 1 Comparacion de los resultados de pruebas de tensión con los requerimientos del cliente, para un acero X-52-GA en placa.

	$\sigma_y$ , MPa (Ksi)	$\sigma_u$ , MPa (Ksi)	%EL	$\sigma_y / \sigma_u$
<b>Requerimientos.</b>	370-450 (53-65)	455-545 (66-79)	35% min	0.91 max
<b>Resultados promedio.</b>	429 (62.2)	489 (70.9)	45.8	0.88
<b>Desviación estándar</b>	16.0	10.35	2.68	0.07

De la tabla 10 1 se observa que el acero X-52-GA que se estudió cumple perfectamente con los requisitos marcados por el cliente. Sobre todo debe notarse la gran ductilidad de este material %EL = 45.8, que es muy superior al minimo requerido de 35%. Esto indica que el acero puede ser conformado y soldado sin ningun problema. Dado que los precipitados son particulas muy estables, el rapido calentamiento y enfriamiento en la zona afectada por el calor (ZAC) durante la

soldadura no dan tiempo a que se disuelvan dichos precipitados por lo cual permanecen sin cambio

La pregunta que debe hacerse aquí es que si esta gran ductilidad se debe al tamaño de grano fino, o si es el resultado de los carburos y nitruros que precipitaron en forma muy fina dentro de los granos. Sin embargo también puede ser que la alta ductilidad alcanzada se deba a los bajos contenidos de carbono, nitrógeno y azufre que se tienen en estos aceros, lo cual representa menos inclusiones y carburos de hierro y de menor tamaño lo cual lógicamente permiten mas deformación sin que ocurra fractura. En la Tabla 10.2 se muestra la composición química de tres planchones

**Tabla 10.2: Composición química de los aceros X-52-GA estudiados en este trabajo. (Por ciento en Peso)**

Composicion Química	Numero de Placa			Máximo	Minimo	Comp. Promedio	Rango Requerido
	070	089	182				
Carbono	0.067	0.083	0.072	0.083	0.067	0.074	0.06-0.08
Manganeso	0.870	-	-	=	=	0.870	0.75-0.80
Fosforo	0.014	0.019	0.016	0.019	0.014	0.015	0.000-0.020
Azufre	0.005		=	=	-	0.005	0.000-0.005
Silicio	0.190	0.200	0.190	0.200	0.190	0.193	0.17-0.27
Cobre	0.270	0.260	0.270	0.270	0.260	0.266	0.25-0.30
Cromo	0.022	0.031	0.029	0.031	0.022	0.027	0.000-0.050
Niquel	0.034	0.029	0.024	0.034	0.024	0.029	0.000-0.050
Molibdeno	0.014	0.029	0.018	0.029	0.014	0.020	0.000
Aluminio Total	0.031	0.032	0.036	0.036	0.031	0.033	0.025-0.040
Vanadio	0.003	0.004	0.003	0.004	0.003	0.0033	0.000
Niobio	0.022	0.021	0.023	0.023	0.021	0.022	0.010-0.015
Titanio	0.010	0.009	0.010	0.010	0.009	0.010	0.00
Aluminio Soluble	0.031	0.030	0.036	0.036	0.030	0.032	No esp.
Nitrogeno	0.006	0.0055	0.006	0.006	0.0055	0.0055	No esp.
Calcio	0.0037	0.0035	0.0044	0.0044	0.0035	0.0039	0.002-0.005
Relación Ca/S	0.740	0.714	0.880	0.880	0.714	0.778	No esp

En los años de 1960 se recomendaba que los aceros X-52 GA y otros similares, fueran fabricados con niveles de carbono de hasta 0.30%, sin embargo estos altos valores fueron considerados como los causantes de fracturas graves en gasoductos, incluyendo explosiones, dado que entre mas carbono en el acero, mayor es su fragilidad. Por ello es que poco a poco se fue disminuyendo el contenido de carbono permisible en los aceros hasta llegar a los valores actuales.

El análisis de las composiciones indicadas en las Tablas 8.1, 9.5 y 10.3 permite deducir lo siguiente:

- 1 El carbono está por el lado alto del intervalo con un promedio es de 0.074%, sin embargo, este es lo suficientemente bajo como para no afectar la ductilidad del acero. Pero también es suficientemente alto como para favorecer la precipitación de carburos de niobio y de vanadio.
- 2 El manganeso también está por encima de la tolerancia superior y se mantuvo constante en 0.870%.
- 3 El azufre dio lecturas constantes de 0.005%, lo cual es el máximo permisible, sin embargo es bastante bajo y parece no afectar la ductilidad del acero.
- 4 El cobre, cromo y níquel están dentro del nivel permitido.
- 5 El molibdeno no es solicitado por el cliente en su análisis, pero AHMSA lo incluye pues aumenta la resistencia a las picaduras (corrosión localizada), con lo cual se puede decir que se aumenta la calidad del acero.
- 6 El vanadio no es solicitado por el cliente, pero AHMSA lo agrega en pequeñas cantidades (0.0033% en promedio) con el objeto de favorecer la precipitación de carburos y nitruros con lo cual se asegura un mayor límite elástico.
- 7 El niobio es agregado en una cantidad de 0.022%, mayor que el máximo solicitado, de 0.015%, con el fin de asegurar un límite elástico correcto.
- 8 El aluminio no es especificado por el cliente pero se agrega para asegurar una refinación de grano mediante la precipitación de nitruros de aluminio.
- 9 El nitrógeno es el típico de aceros fabricados sin desgasificación al vacío.
- 10 El boro no es ni solicitado ni agregado en este grado de acero.

11 El calcio se agrega para globulizar las inclusiones no-metálicas que puedan formarse, las cuales son pocas dado el bajo contenido de azufre. Los aceros microaleados para tubería que conducirá gas amargo, deben ser tratados para globulizar las inclusiones sobre todo las de azufre, con el fin de evitar el agrietamiento inducido por hidrógeno (IIC, hydrogen induced cracking). Esta globulización favorece una mayor ductilidad.

Por lo anterior, se puede concluir que el bajo contenido de carbono, en promedio de 0.074%, de azufre y la globulización de las inclusiones no-metálicas favorecen las altas ductilidades que tienen los aceros X-52-GA aquí estudiados, ductilidades que son de alrededor de 46%, muy superiores al 35% mínimo solicitado por el cliente. El efecto del grano fino en cuanto a si aumenta o disminuye la ductilidad está aún en duda, pero puede suponerse que los tamaños de entre 8 y 12 ASTM (22 y 6  $\mu\text{m}$ ) no tienen mayor efecto en la ductilidad a tensión pero sí mejora la soldabilidad y la ductilidad a impacto.

Por su parte el límite elástico es disminuido por el bajo carbono, pero se incrementa no tanto por el grano fino, sino más bien por la precipitación de carburos y nitruros en la matriz ferrítica. De las microestructuras obtenidas se observa que se obtiene bainita en vez de perlita fina, por lo cual puede decirse que el acero microaleado X-52-GA es a la vez un acero de doble fase, ferrita + bainita. Esta bainita también puede considerarse como responsable de aumentar el límite elástico de éstos aceros.

## **10.2. Discusión de los resultados de las pruebas de impacto.**

Las especificaciones del cliente piden prueba de impacto a  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ , debiendo dar un mínimo de 81 J y un promedio de 95 J de energía absorbida. Asimismo se pide un 85% de fractura dúctil a  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ . El cliente no pide que se determine la curva total de transición a impacto, lo cual se realizó en este estudio para poder determinar propiedades a impacto como son la energía máxima absorbida (E<sub>Amax</sub>) y la temperatura de transición TT.

De la Tabla 9.4 se ve que la energía mínima absorbida a  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$  fue de 170 J, es decir el doble de lo requerido, asimismo se obtuvo 100 % de fractura dúctil. Estos resultados se muestran en la Tabla 10.3

Tabla 10.3 Comparación de valores a impacto, requeridos y obtenidos, para el acero X-52-GA estudiado

Temperatura	Energía Absorbida (Joules).				% Fractura Dúctil.	
	Mínima		Promedio		Mínimo	Obtenido
	Requerida	Lograda	Requerido	Logrado	Requerido	
$-10\text{ }^{\circ}\text{C}$	81	170	95	205	85	100

De la Tabla 10.3 se ve que la calidad del acero X-52-GA fabricado por AHMSA es superior a la calidad solicitada por el cliente, en cuanto a las propiedades a impacto se refiere. Dado que la transición de dúctil a frágil ocurre a  $-95\text{ }^{\circ}\text{C}$ , a la temperatura indicada por el cliente de  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ , se tiene una fractura 100% dúctil y la energía absorbida máxima fue de 205 J en promedio, más del doble de los 95 J solicitados.

Por lo tanto, el acero X-52-GA aquí estudiado excede con mucho las propiedades a impacto solicitadas por el cliente. Esto indica que la composición de microaleantes ha funcionado satisfactoriamente para proporcionar propiedades a tensión mayores de las solicitadas. Así mismo la reducción en carbono y en azufre, aunados a una globulización de las pocas inclusiones no-metálicas existentes, han hecho que las propiedades a impacto sean mucho mejores de las esperadas. Es decir que se han obtenido energías absorbidas máximas del doble de lo necesario y, así mismo, la temperatura de transición de  $-95\text{ }^{\circ}\text{C}$  es mucho menor de la necesaria.

La microestructura muestra una microestructura mixta consistente en una mezcla de granos muy finos y muy grandes. Los granos grandes son supuestamente indeseables, pues deterioran las propiedades mecánicas pero, como están dispersos dentro de una matriz fina, se puede suponer que no dañan a las propiedades y que la fina precipitación de nitruros y carburos de los microaleantes, contribuyen a proporcionar las propiedades a tensión que se obtuvieron en este acero.

## CAPITULO 11

### CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO

#### 11.1. Conclusiones.

Los resultados de las pruebas de impacto y de tensión obtenidos en esta investigación, aunados a las teorías sobre el endurecimiento de los aceros microaleados, permiten emitir las siguientes conclusiones.

1. Esta investigación muestra que los aceros microaleados como el X-52-GA aquí estudiado tienen adecuadas propiedades mecánicas, tanto a impacto como a tensión, a pesar de su bajo contenido de carbono (menor de 0.10%).
2. El efecto de los microaleantes como el niobio, vanadio y titanio consiste en aumentar las propiedades a tensión, debido a la precipitación de nitruros y carburos.
3. El tamaño de grano no tiene mayor influencia sobre las propiedades a tensión y a impacto dado que con sólo aumentar el contenido de microaleantes se puede aumentar las propiedades a impacto, aun cuando el tamaño de grano no varíe en forma apreciable. Esta variación normalmente ocurre para estos grados de aceros entre 9 y 12 ASTM (16 y 6  $\mu\text{m}$ ), en un 90% aproximadamente, siendo el restante 10% en granos de tamaño muy grande, superior a grano ASTM No 0 (350  $\mu\text{m}$ )



La mezcla de granos finos (de ferrita y de bainita) debe de compensar el efecto adverso de los granos bastos

- 4 Se obtuvieron propiedades a impacto mucho mejores de las solicitadas, lo cual se debe a los siguientes factores:
  - a) bajo contenido de carbono,
  - b) Idem azufre.
  - c) globulizacion de las inclusiones no-metálicas

5 El diseño metalurgico de los aceros microaleados con excelentes propiedades mecánicas, tanto a impacto como a tensión, es el resultado de la aplicación de las teorías metalúrgicas sobre el reforzamiento o endurecimiento de metales, aunado a un buen control del proceso de laminación en caliente, laminación controlada mas enfriamiento acelerado, a lo cual se le llama laminación controlada total. Esto incluye tambien el diseño químico de cada tipo de acero microaleado, lo cual se controla en la fase de aceracion en el convertidor BOF.

### **11.2. Recomendaciones para trabajo futuro.**

Con base en este estudio inicial de los aceros microaleados fabricados en AHMSA, se detectan nuevas áreas de investigación como son las siguientes.

1. Análisis al microscopio electrónico de cada una de las partículas de nitruros y carburos precipitados en estos aceros.
2. Estudiar en detalle el efecto del tamaño de grano en las propiedades mecánicas. Aparentemente no es mucho este efecto, sin embargo es necesario controlar con cuidado el tamaño de grano para luego determinar las propiedades tanto a impacto como a tensión de estos aceros microaleados. En las propiedades a tensión interesa sobre todo el efecto en la ductilidad, lo cual es de mucha importancia para la soldabilidad de los aceros

3 Es necesario realizar un estudio comparativo entre las propiedades de un acero X-52-GA como el aquí estudiado, con las de un acero X-65-GA

4 AHMSA fabrica otros aceros microaleados como los A-515 los cuales no han sido estudiados para caracterizarlos en sus propiedades mecánicas y metalúrgicas.

5 Estudiar la diferencia en propiedades entre un acero X-52 y uno X-52-GA. Lo mismo para otros aceros como el X-65, etc.

## REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.

- [1].- Woodhead, J. H. y Keown, S. R.; “The History of Microalloyed Steels”, Memorias de la conferencia, “HSLA Steels: Metallurgy and Applications”, ASM International, (1985), Beijing, China pp. 15-27
- [2].- Dulieu, D. Journal of Hist. Met. Society, v. 19, no. 1, p. 104. (1985)  
(Reportado en Ref 1)
- [3] - Keown, S. R.; Journal of Hist. Met. Society, v. 19, no. 1, p. 97, (1985)  
(Rep. En Ref 1)
- [4]- Porter, L. F. y Repas, P. E.: Journal of metals, v. 34, p. 14, (1982)
- [5]- A. I. S. I., “High Strength Low-alloy Steels and High Strength Intermediate Manganese Steels”; AISI Steel Products manual; v. 17, (1967)
- [6]- Noren, T. M., “Special Report on Columbium as a Microalloying Element in Steels and its Effect on Welding Technology”. ; Ship Structure Committee; Washington, D. C., 1963
- [7].- Bullens, D. K.; “Steel and its Heat Treatment”; John Wiley, N. Y. 1916.
- [8].- Cone, E. F.; Revista “Steel”. v. 41, (Sept 1934)
- [9].- Neumeister, H., y Wiester, H. J.; “Stahl und Eisen”; v. 65 no. 36, 1945.
- [10].- Frame, J. V., y Melloy, G. F.; “Bethlehem V-Steels”; A.S.M. annual Meeting; N. Y. 1962.
- [11] - Houdremont, E., y Schrader, H.; “Stahl und Eisen”, v. 56, no. 1412, 1936.
- [12].- Hauttmann, H., Mett. Forsch. Anst. Guttehoffn. Hutte.; v. 10, no. 1, 1943/44
- [13]- Wiester, H. J., Bading, W., Riedel, H., y Scholz, W., “Stahl und Eisen”, v. 77, no. 773, 1957
- [14] - Starratt, F. W.; “Mechanical Engineering”, revista tecnica, Enero, 1960

- [15]- Stuart, H., y Jones, B. L., *Journal of Metals*, v 35, no 17, 1983
- [16]- Beiser, C. A., *A. S. M.*, Preprint No 138, 1959.
- [17]- Boudremont, E., "Handbuch der Sonderstahl- Hunde"; Springer-Verlag, Berlin, 1956
- [18]- Mathesius, V., *DRP*, v. 408, no. 668, 1921 y *DRP*, v 606, no. 791, 1927.
- [19]- Hall, E. O.; *Proceedings of the Physical Society*, v. B64, no. 747, 1951
- [20]- Petch, N. J., *J I S I*, v. 174, no 25, 1953
- [21]- Heslop, J., y Petch, N. J.; *Philosophical Magazine*, v. 3, no. 1128, 1951.
- [22]- Leslie, W. C., *N. P. L. Conference on "Structure and Properties of Metals"*, HMSO, London, 1963
- [23]- Irvine, K. J., y Pickering, F. B., *J I S I*, v 201, no. 944, 1963
- [24]- Economopoulos, M., y Greday, T., *CNRM Report no. MP1264 y MP540* (1964)
- [25]- Brozzo, P., Benicti, V., Di Bartolo, S., y Michelucci, S.; *Rev. Met.* V 61, no 475, 1964
- [26]- Michelucci, S., *Boletin Tecnico de Fensider*, no. 200, 1963.
- [27]- Mandry, P., Grumbach, M., y Constant, A., *Mem. Sci. Rev. Met.*, v 64, no. 1009, 1967
- [28]- Kazinczy, F., Axnas, A., y Pachleitner, P., *Jernkontorets Ann*, v 147, no 408, 1963.
- [29]- Meyer, L., Strassburger, C., y Schawwinhold, D., *Arch. F. d. Eisenhüttenwesen*, v 35, no. 541, 1964.
- [30]- Morrison, W. B.; *J. I. S. I.*; v 201, no. 43, 1963.
- [31]- Morrison, W. B., *J. I. S. I.* V 201, no 317, 1963
- [32]- Irvine, K. J., Pickering, F. B., y Gladman, T., *J. I. S. I.*, v. 205, no 161, 1967
- [33]- Irvine, K. J., Pickering, F. B., y Gladman, T., *J. I. S. I.*, v 205, no 161, 1967
- [34]- Irvine, K. J., Pickering, F. B., y Gladman, T., *J. I. S. I.*, v 205, no. 161, 1967

- [35] - Davenport, A. T., y Honeycombe, R. W. K.; Proceedings of the Royal Society, London, v. A322, no 191, 1971.
- [36] - Jones, J. A., Discussion to Paper by W. J. Berry; Iron and Coal Trades Review, v 66, no 901, 1928.
- [37] - Vanderbeck, R. W.; Welding Journal; v 37, no 114, 1958.
- [38] - Wiester, H. J., Dahl, W., y Hengstenberg, H.; Stahl und Eisen; v 82, no. 1176, 1962
- [39] - Sellars, C. M.; Hot Working and Forming Processes: Metals Society, London, no 3, 1980.
- [40] - Pickering, F. B., y Gladman, T. G.; Iron and Steel Institute, Special Report; v. 81, no 10, 1963.
- [41] - Plateau, J.; Comunicacion Privada
- [42] - Gladman, T., Holmes, B., y McIvor, I. D., Conferencia BSC/ISI, "Effects of Second Phase Particles on Strength, Toughness and Ductility"; no. 79, 1971
- [43] - Wilson, W. G., y McLean, A., "Desulphurisation of Iron and Steel and Sulphide Shape", A. I. M. A., no. 29, 1980
- [44] - Bardgett, W. E., y Reeve, L.; J. I. S. I. v. 163 no. 277, 1949.
- [45] - McEvily, A. J., Davies, R. G., Magee, C. L., y Johnston, T. L.; Symposium on Transformation and Hardenability in Steels, Climax Molybdenum Company, no 179, 1967.
- [46] - Blom, K. J., "FAMA, The New Structural Steel"; Fagersta Bruks, A. B.; Suiza, 1969
- [47] - Cryderman, R. L., Coldgen, A. P., Smith, Y. E., y Mihebich, J. L.; Memorias de la conferencia "Mechanical Working and Steel Processing X", A. I. M. E.; New York. no. 114, 1972.
- [48] - Zener, C.; Private communication to C. S. Smith, Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers; v. 15, no. 175, 1949.
- [49] - Civallero, M. y Parrini, C., "Heavy Wall X70 Pipe for Arctic Applications"; Pipeline and Gas Journal, July, 1974

- [50]- Tanaka, Tomo, "Science and Technology of Hot Rolling Process of Steels"; Memorias de la Conferencia Internacional "Microalloying '95"; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA, U S A., 1995
- [51]- Morrison, W. B., "Microalloyed Steels for Offshore Application". Memorias de la Conferencia Internacional "Microalloying '95"; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA, U.S A., 1995.
- [52]- Morrison, W. B.; "Inclusions and Residuals in Steels: Effects on Fabrication and Service Behaviour; CANMET / OSIRA; Ottawa, Ontario, Canada, 1985, p. 225
- [53]- Korchynsky, Michael; "Twenty Years Since Microalloying '75"; memorias de la Conferencia Internacional "Microalloying '95"; Iron and Steel Society; Pittsburgh, PA, U S A., 1995
- [54]- Gray, J. M. y DeArdo, A. J., "Austenite Conditioning Alternatives for Microalloyed Steel Products"; Memorias de la conferencia "HSLA Steels, Metallurgy and Applications", ASM International, Beijing, China, 1985.
- [55]- Tanaka, Tomo; International Metallurgical Review; 1981, v 26, no. 4
- [56]- Underwood, E. E.; Quantitative Metallography; McGraw-Hill, New York, U S A., 1968
- [57]- Gladman, T., Dulieu, D., McIvor, L. D., Memorias de "Microalloying '75", Union Carbide Corp, New York, 1977.
- [58]- Speich, G. R., Cuddy, L. J., Gordon, C. R., y DeArdo, A. J.; Memorias del Congreso "Phase Transformations in Ferrous Alloys", ( Philadelphia). TMS-AIME, Warrendale, PA, 1984.
- [59]- Ouchi, C., Sampei, T., Okita, T., y Kozasu, I.; "The Hot Deformation of Austenite" (Cincinnati), Memorias de Congreso, TMS-AIME, N.Y., 1976.
- [60]- Ballance, J. B., Smitherman, C. M. y Lipsey, C.; Memorias de Congreso "Processing and Properties of Low Carbon Steel" (Cleveland). TMS-AIME, N. Y., 1973
- [61]- Ouchi, C., Sampei, T., y Kozasu, I.; Transactions of the Japan Iron and Steel Institute, v 22, 1982.

- [62].- Hulka, K, y Vlad, C M.; Memorias de Congreso "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite" (Pittsburgh); TMSD-AIME; Warrendale, PA, 1982
- [63]- LeBon, A B., en Ref 57
- [64].- Akben, M G, Weiss, L., y Jonas, J. J.; Acta Metalurgica; v. 29, 1981.
- [65].- DeArdo, A J., Gray, J. M, Meyer, L., memorias de congreso "Niobium" (San Francisco, Cal), TMS-AIME, Warrendale, PA., 1984.
- [66]- Steven, W, y Haynes, A. G.; Journal of the Iron and Steel Institute; 1956, v. 183
- [67].- Palmiere, E J.,; "Precipitation Phenomena in Microalloyed Steels"; memorias de la conferencia "Microalloying '95", Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA., U S A 1995.
- [68]- Nordberg, H., y Aronsson, B; "Solubility of Niobium Carbide in Austenite"; Journal of the Iron and Steel Institute; Dic. 1968.
- [69]- Johansen, T H, Christensen, N., y Augland, B.. "The solubility of Niobium (Columbium) Carbide in Gamma Iron"; Transactions of the Metallurgical Society of AIME; v. 239, Octubre de 1967.
- [70]- Smith, R P, "The Solubility of Niobium (Columbium) Nitride in Gamma Iron"; Transactions of the Metallurgical Society of AIME; V. 224, Febrero, 1962.
- [71]- Narita, K.; "Physical Chemistry of the Groups Iva (Ti, Sr), VA (V, Nb, Ti) and the Rare Earth Elements in Steel"; Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan; v. 15, 1975
- [72]- DeArdo, A. J., Gray, J. M. y Meger, L.; "Fundamental Metallurgy of Niobium in Steel"; Memorias de la conferencia "Niobium"; San Francisco, Cal., (1981). Ed. H Stuart, Warrendale, Pa., The Metallurgical Society of AIME, 1984.
- [73].- Sharma, R. C., Lakshmanan, V. K., y Kirkaldy, J. S.; "Solubility of Niobium Carbide and Niobium Carbonitride in Alloyed Austenite and Ferrite"; Metallurgical Transactions, v 15A march, 1984, p. 545.
- [74]- Lakshmanan, V K., y Kirkaldy, J. S., "Solubility Product por Niobium Carbide in Austenite"; Metallurgical Transactions, v 15A, march, 1984, p. 541.

- [75] - Balasubramanian, K., y Kirkaldy, J. S.; "Thermodynamics of Fe-Ti-C and Fe-Nb-C austenites and Nonstoichiometric Titanium and Niobium Carbides"; Memorias de "Advances in Phase Transitions", Ontario, Canada, Octubre, 1987, Ed. Embury, J. D. Y Purdy, G. R., Oxford, V. K., Pergamon Press, 1988, p. 37
- [76] - Smallman, R. E.; Modern Physical Metallurgy; (Libro); Butterworth and Co., LTD., London, U. K., 1985, p. 308.
- [77] - Cahn, R. W. Y Haasen, P.; Physical Metallurgy, (Libro, 3ª. Ed.); Elsevier Science Publishers; Amsterdam, Holanda, 1987, p. 934
- [78].- Palmiere, E. J., García, C. I., y DeArdo, A. J.; "Compositional and Microstructural Changes which Attend Reheating and Grain Coarsening in Steels Containing Niobium"; Metallurgical Transactions, v. 25(A), 1994, p. 277 .
- [79].- Repas, P. E.; "HSLA Steels; Technology and Applications (Philadelphia), memorias de congreso: ASM, Metals Park, Ohio, USA, 1984, p. 203
- [80].- Hulka, K., Niobium Products Co GMBH; Comunicación Interna, Dusseldorf, Alemania, 1985
- [81]- Gondoh, H., y Osuka, T.; Niobium; Memorias de Congreso en San Francisco, Cal., (1984) TMS-AIME, Warrendale, PA., 1984
- [82] - Ashby, M. F.; "The Influence of Particles on Boundary Mobility". Memorias de Congreso, "Recrystallization and Grain Growth of Multi-Phase and Particle Containing Materials", 1er. Simposio Internacional RISO "Metallurgy and Material Science"; Sept. 1980, Roskilde, Dinamarca; Laboratorio Nacional RISO; 1980. Ed Jones, A. R. y Leffers.
- [83].- Irvine, K. J., Pickering, F. B., y Gladman, T.; "Grain Refined C-Mn Steels"; Journal of the Iron and Steel Institute, Febrero, 1967.
- [84].- Hillert, M., "On the Theory of Normal and Abnormal Grain Growth"; Acta Metallurgica, v. 13, 1965, p. 227
- [85].- Gladman, T.; "On the Theory of the Effect of Precipitate Particles on Grain Growth in Metals"; Proceedings of the Royal Society of London; v. 294, 1966, p. 298
- [86] - Cuddy, L. J., "Microstructures Developed During Thermomechanical Treatment of H.S.L.A. Steels", Metallurgical Transactions, v. 12(A), Julio, 1981



- [87].- Martin, J. W., y Doherty, R. D.; "Stability of Microstructures in Metallic Systems", Cambridge University Press; Cambridge, U.K., 1976
- [88].- Zener, C., Comunicación Privada para C. S. Smith; Transactions of the AIME; v. 175, 1949.
- [89].- Cuddy, L. J.; "Austenite Microstructures Developed During Simulated Hot Rolling", Memorias del Primer Simposium RISO "Recrystallization and Grain Growth of Multiphase and Particle Containing Materials"; Dinamarca, Sept. 1980, RISO National Laboratory, Roskilde, Dinamarca, 1980.
- [90].- Hansen, S. S., Vander Sande, J. B., y Cohen, M.; "Niobium Carbonitride Precipitation and Austenite Recrystallization in Hot-Rolled Microalloyed Steels, Metallurgical Transactions, v. 11(A), Marzo, 1960.
- [91].- Mangonon, P. L., y Heitmann, W. E.; "Subgrain and Precipitation Strengthening Effects in Hot-Rolled Columbium Bearing Steels", En memorias de "Microalloying '75"; Washington, D. C. Octubre, 1975.
- [92].- Palmiere, E. J., "Suppression of Recrystallization During the Hot Deformation of Microalloyed Austenite; Tesis de Doctorado, Universidad de Pittsburgh, 1991.
- [93].- Walsh, R. A., y DeArdo, A. J.; "Austenite Conditioning Alternatives for Microalloyed Steels"; Memorias de la "4th. International Steel Rolling Conference", Deauville, Francia; Deauville University Press, 1987.
- [94].- Kwon, O., y DeArdo, A. J.; "Interactions Between Recrystallization and Precipitation in Hot-Deformed Microalloyed Steels", Acta Metallurgica, v. 39, p. 529, 1991.
- [95].- Cuddy, L. J.; "The Effect of Microalloy Concentration on the Recrystallization of Austenite During Hot Deformation"; memorias del simposio "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite"; Pittsburgh, PA., agosto, 1981; The Metallurgical Society of AIME, 1982.
- [96].- Speer, J. G., Michael, J. R. y Hansen, S. S.; "Carbonitride Precipitation in Niobium/Vanadium Microalloyed Steels; Metallurgical Transactions, v. 18(A), Febrero, 1987,
- [97].- Koster, V. U. y Hombogen, E., "Electron-Mikroskopische Untersuchung der Ausscheidung von Kupfer und des Ausheilens von Versetzungen in Verformten

- Aluminium-Kupfer-Mischkristallen”; *Zestschrift für Metallkunde*; v. 59, 1968, p 792
- [98]- Cuddy, L. J., Bauwin, J. J., y Raley, J. C.; “Recrystallization of Austenite, *Metallurgical Transactions*”; v. 11(A), Marzo, 1980, p 321
- [99]- Bremer, S. S., et al, “FIM/Atom-Probe and Electron Microscope Analysis of Precipitates in High-Strength, Lo Alloy Steel”; *Memorias del simposio “29<sup>th</sup>. International Field Emission Symposium”*; Göteborg, Sweden, agosto, 1982.
- [100]- Palmiere, E. J., García, C. I. y DeArdo, A. J.; “Suppression of Static Recrystallization in Microalloyed Steel by Strain-Induced Precipitation”; *Memorias de simposio “Low Carbon Steels for the 90’s”*; Pittsburgh, PA, (Octubre 1993) Warrendale, Pa.; TMS-AIME, p. 121, 1993.
- [101]- Yue, Stephen y Mullins, Ken; “Laminación en Caliente de Placa”, curso, Hoogovens-AHMSA, Monclova, Coah., 1995.
- [102]- Dieter, George E., “*Mechanical Metallurgy*”, Libro, McGraw-Hill, N. Y., 1988
- [103]- Van Vlack, Lawrence, H.; “*Tecnología de Materiales*”; Libro, Fondo Educativo Interamericano, S. A. de C. V.; México, D. F. 1984.
- [104]- Wood, W. A., “*The Study of Metal Structures and their Mechanical Properties*”, Libro, Pergamon Press, N. Y., 1971.
- [105]- Jonas, J. J., y Yue, Stephen; “*Ingeniería Microestructural de la Laminación en Caliente*”; Curso impartido en CINVESTAV-Salttillo, Coah., Junio, 1996.
- [106]- Hall, E. O.; *Proceedings of the Phys. Society*; v. B64, 1958.
- [107]- Petch, N. J.; *J. I. S. I.*, no 25, 1953
- [108]- Heslop, J., y Petch, N. J.; *Phil. Magazine*, v. 3, 1958
- [109]- Pickering, F. B.; “*Constitution and Properties of Steels*”, Libro, Pickering F. B., Editor, 1992.
- [110]- Pickering, F. B. Y Gladman, T.; *Iron and Steel Institute; Reporte Especial*, v. 81, no 10. 1963.
- [111]- Adrian Hendryk; “*Thermodynamic Calculations of Carbonitride Precipitation as a Guide for Alloy Design of Microalloyed Steels*”; *Memorias de la conferencia “Microalloying ’95”*; I S S., Pittsburgh, PA, U S A., Junio, 1995.

- [112]- Wagner, C.; "Theorie der Alterung von Niederschlägen Durch Umlosen (Ostwald-Reifung); Z Electrochem , no 65, 1961.
- [113].- Koda, M., Amano, K., Funahashi, Y., Shiga, C., y Ueda, S.; Tansactions ISIJ, v. 25, 1985
- [114].- Mayer, L., Heisterkamp, F., y Müschenborn, W.; "Columbium, Titanium and Vanadium in Normalized, Thermomechanically Treated and Cold-Rolled Steels; Memorias de "Microalloying '75"; Union Carbide Corporation, New York, N. Y., U. S. A., 1975
- [115]- Cuddy, L. J , Metallurgical Transactions, no. 12(A), 1981.
- [116].- Cohen, Morris y Hansen, S. S.; "On the Fundamentals of HSLA Steels; memorias de la conferencia "HSLA Steels: Metallurgy and Applications"; Beijing China; ASM International, Nov. 1985.
- [117].- Hulka, K., Hillenbrnd, H G , Heisterkamp, F., y Niederhoff, K.; "High Temperature Thermomechanical Processing Background and Application", Memorias de la conferencia "Microalloying '95" ; Iron and Steel Society; Pittsburgh, PA.; U. S A , Junio, 1995.
- [118]- Zajac, Stanislaw, Lagneborg, Rune y Siwecki, Tadeusz; "The Role of Nitrogen in Microalloyed Steels; memorias de la conferencia "Microalloying '95". Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA., USA, Junio de 1995.
- [119].- Abrams, H.; Comunicación Interna sobre Investigación sin Publicar; Bethlehem Steel Corp . Bethlehem, PA.; 1983.
- [120]-Little, J. H., Chapman, J. A., Morrison, W. B., y Mintz, B.; "The Microstructure and Design of Alloys"; The Metals Society, v. I, p. 80, Londres, Inglaterra, 1974.
- [121].- Muschenborn, W., Imlau, K. P., Meyer, L., y Schriever, U.; "Recent Developments in Physical Metallurgy and Processing Technology of Microalloyed Flat Rolled Steels", Memorias de Conferencia "Microalloying '95"; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA , USA, Junio, 1995.
- [122].- Meyer, L.; "Optierung der Werkstoffeigenschaften bei der Herstellung von Warmband und Kaltband aus Stahl" ; Verlag Stahleisen; Düsseldorf, Alemania, 1988.

- [123].- Rodríguez, Manuel y Colás Rafael; “Envejecimiento en Acero de Bajo Carbono Laminado en Caliente; Memorias de “XXI Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales”; Instituto Tecnológico de Saltillo, Saltillo, Coahuila, México, Nov. 1999.
- [124].- Leslie, W. C., y Keh, A. S.; “Mechanical Working of Steel II” (Libro); Bradbury, Gordon and Breach, Editores; 1965.
- [125].- Gladman, T., Holmes, B., y McIvor, I. D.; “Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel” (Libro); The Iron and Steel Institute, Londres, Inglaterra. 1971, p. 68
- [126].- Grossmann, M. A., Asimow, M. y Urban, S. F.; “Hardenability, Its Relation to Quenching and Some Quantitative Data”; Memorias de Conferencia “Hardenability of Alloy Steels”; A.S.M., Cleveland, Ohio, U. S. A., 1939.
- [127].- García, Isaac; “Transformation Strengthening of MA Steels”, Memorias de “Microalloying '95”; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA. USA, Junio, 1995
- [128].- Avner, Sydney H., “Introducción a la Metalurgia Física”, (Libro); McGraw-Hill, México, D. F. 1981.
- [129].- Gondoh, H., y Osuka, T.; “Applications of Niobium Microalloyed Ferrite Pearlite Steels to Line Pipe and Plate”; Memorias de “Niobium”, Simposio Internacional, The Metallurgical Society of AIME; H Stuart, Ed.; 1984.
- [130].- Kirkaldy, J. S., Thomson, B. A., y Baganis, E. A.; “Production of Multicomponent Equilibrium and Transformation Diagrams for Low-Alloy Steels”; The Metallurgical Society of AIME; Warrendale, PA., USA, 1977.
- [131].- Adrian, H.; “Methods for Maximizing the Hardenability Effects of Vanadium”; Memorias de “Microalloyed Vanadium Steels”, Simposio Internacional; Cracovia, Polonia, Abril, 1990.
- [132].- Rigaut, G., y Teracher, P.; “Advances in Producing Microalloyed Hot Strip Mill Products”; Memorias de “Microalloying '95”; Pittsburgh, PA USA, 1995.
- [133].- DeArdo, A. J., y Colaboradores; “Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite”; The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 1982

- [134]- Breedis, J. B., y Cuddy, L. J.; "Enhanced Hardenability in Microalloyed Steels", en la serie "Advances in Low-Carbon High Strength Ferrous Alloys, Key Engineering Materials"; v. 84 y 85, 1993
- [135]- Kozasu, I., Ouchi, C., Sampei, J., y Okita, T., "Hot Rolling as a High Temperature Thermomechanical Process"; Memorias de "Microalloying '75"; Union Carbide Corporation, New York, N. Y., 1977.
- [136]- Irvine, K. J., y Pickering, F. B.; "Physical Metallurgy of Low-Carbon, Low-Alloy Steels Containing Boron"; Journal of the Iron and Steel Institute; v. 186, 1957
- [137]- Pickering, R. B.; "The Spectrum of Microalloyed High Strength Low Alloy Steels"; Memorias de Conferencia Internacional "Technology and Applications of HSLA Steels"; Philadelphia, PA, (Oct. 1983), Editadas por The American Society for Metals, Metals Park, OH, 1985.
- [138]- Fix, R. M., Sheng, Y. Z. y DeArdo, A. J.; "Mechanical Properties of V-Ti Microalloyed Steels Subject to Plate Rolling Simulations Utilizing Recrystallization Controlled Rolling"; Memorias de la Conferencia Internacional "HSLA Steels"; ASM International, Metals Park, OH., 1986.
- [139]- Siwecki, T., Sandberg, A., Robert, W y Langneborg, R.; "The Influence of Processing Route and Nitrogen Content on Microstructure Development and Precipitation Hardening in Vanadium-Microalloyed HSLA- Steels" en "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite" (Libro); Editado por The Metallurgical Society of AIME, 1982.
- [140]- Pouly, P., García, C. I., y DeArdo, A. J.; "A Comparison of the Effect of TiN and Mo on the Grain Coarsening of Austenite"; Comunicación a Metallurgical Transactions-A. USA, Agosto, 1995.
- [141]- Baird, J. D., y Preston, R. R.; "Relationships Between Processing, Structure and Properties in Low-Carbon Steels"; en "Processing and Properties of Low-Carbon Steels", libro editado por American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, USA, 1973
- [142]- Williams, J. G., Killmore, C. R., Barbaro, F. J., Meta, A., y Fletcher, L., "Modern Technology for ERW Linepipe Steel Production (X60 to X80 and beyond)";

Memorias de Conferencia "Microalloying '95", Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA, USA, 1995

[143]- Hulka, K., Hillenbrand, H., Heisterkamp, F., y Niederhoff, K., "High Temperature Thermomechanical Processing Background and Application"; Memorias de la Conferencia Internacional "Microalloying '95"; Pittsburgh, PA, USA, 1995.

[144]- Roberts, W., Sandberg, A., Siwecki, T., y Werlefors, T.; "HSLA Steels, Technology and Applications"; Libro editado por American Society for Metals, Metals Park, Ohio, USA, 1984.

[145]- Siwecki, T., Sandberg, A., Roberts, W., y Langneborg, R.; "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite", Libro Editado por The Metallurgical Society of AIME, p. 141; Warrendale, PA., EUA, 1982.

[146]- Hansen, S., Vander Sande, J., y Cohen, M.; Metallurgical Transactions no 11(A), pp 387-402, 1980

[147]- Speer, J. G., Comunicación Privada sobre Investigación sin Publicar, Bethlehem Steel Corp.; Bethlehem, PA., USA, 1985.

[148]- Collins, L. E., Baragar, D. L., y Bowker, J. T.; "Steckell Mill Process Optimization for Production of X70 and X80 gas Transmission Linepipe"; En Memorias de "Microalloying '95"; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA USA, 1995

[149]- Repas, F. A.; "Control of Strength and Toughness in Hot-Rolled Low-Carbon Mn-Cb-V Steels". En Memorias de la Conferencia Internacional "Microalloying '75", Washington, D C, USA, 1975

[150]- Amano, K., "Effect of Accelerated Cooling Conditions on Ferrite and Subsequent Second Phase Transformation from Deformed Austenite"; Memorias de Congreso "Accelerated Cooling of Rolled Steels", Ed Pergamon Press, 1988

[151]- Hoogendoorn, Th., Bodin, A., y Hekker, P.; "Accelerated Cooling of Strip: From Coiling Temperature Control to Heat Treatment"; Memorias de "Microalloying '95"; Iron and Steel Society, Pittsburgh, PA, USA, 1995.

[152]- Miller, R. L., "Ultrafine-Grained Microstructures and Mechanical Properties of Alloy Steels", Metallurgical Transactions, v 3(A), Abril 1972, p 910

## LISTA DE TABLAS.

<b>TABLA</b>	<b>DESCRIPCION.</b>	<b>PAG.</b>
4.1	Composición química de 2 aceros con diferentes AOFN .....	45
4.2	Propiedades mecánicas de aceros con diferentes niveles de impurezas, medidos como ppm de AOFN .....	45
4.3	Composición química de los aceros usados para investigar el efecto del fósforo en la resistencia a la cedencia y en la resistencia última. ....	46
5.1	Coefficientes de interacción. ....	77
5.2	Productos de solubilidad para carburos y nitruros de niobio en austenita. ....	79
5.3	Comparación de las ecuaciones para $N_s$ y $F_{anc}$ para cada modelo de fuerza de anclaje por precipitados. ....	90
6.1	Radios atómicos de algunos elementos, en Å. ....	102
6.2	Endurecimiento por solución sólida de algunos elementos en aceros. ....	103
6.3	Efectos primarios y secundarios de los microaleantes. ....	118
6.4	Datos de productos de solubilidad de carburos y nitruros en austenita. ....	120
6.5	Pesos atómicos de ciertos elementos pertinentes. ....	121
6.6.	Densidades de varios nitruros y carburos. ....	121
6.7	Parámetros de interacción de Wagner. ....	121
7.1	Composiciones químicas típicas de aceros X70 y X80 para gasoductos. ....	145

7.2	Propiedades mecánicas para aceros X70 y X80. ....	145
7.3	Parámetros típicos de proceso para aceros microaleados X70 y X80 para gasoductos. ....	145
7.4	Composición química de los aceros mostrados en la gráfica 7.10. ....	153
7.5	Ejemplos de diseño de aceros microaleados con laminación controlada. ....	156
8.1	Aceros microaleados para gasoductos fabricados por AHMSA. ....	161
8.2	Parámetros de laminación controlada para aceros microaleados. ....	162
8.3	Factores de extrapolación para calcular la energía absorbida en la prueba de impacto para probetas substandard. ....	167
9.1	Datos de resistencia a la cedencia y a la tensión, y de porcen to de elongación para acero X-60 gas amargo. ....	170
9.2	Resultados de pruebas de tensión en acero X-60-GA en placa de 17.5 mm. ....	171
9.3	Resultados de pruebas a tensión para acero X-52-GA .....	174
9.4	Resultados de pruebas de impacto .....	180
9.5	Composiciones químicas de las placas de acero X-52-GA que se estudiaron en este trabajo. (% en peso). ....	181
9.6	Datos experimentales obtenidos en muestras de impacto para un acero A-572-50 fabricado por AHMSA, correspondientes a la figura 9.5 .....	183
10.1	Comparación de los resultados de pruebas de tensión con los requerimientos de cliente, para un acero X-52-GA en placa..	186
10.2	Composición química de los aceros X-52-GA estudiados en este trabajo. (Porcentaje en peso). ....	187



10.3	Comparación de valores a impacto, requeridos y obtenidos para el acero X-52-GA estudiado. ....	190
------	--	-----

## LISTA DE FIGURAS.

<b>FIG.</b>	<b>DESCRIPCION</b>	<b>PAG.</b>
3.1	Relación entre tamaño de grano ferrítico y el límite elástico en aceros que contengan aprox. 0.17C,0.03Mn, 0.07Al, 0.028N...	15
3.2	Relación entre el límite elástico inferior y el tamaño de grano.....	19
3.3	Gráfica de Petch para la correlación entre el límite elástico y el tamaño de grano. ....	19
3.4	Relación entre la temperatura de transición a impacto y el tamaño de grano .....	20
3.5	Efecto del tamaño de grano sobre el límite elástico y sobre la temperatura de transición para aceros con 0.15C,1.2Mn,0.0Nb, y 0.16Nb. ....	22
3.6	Micrografías electrónicas de transmisión de laminillas delgadas. Acero con 0.15C, 1.11Mn, 0.02Nb, 75,000X. ....	23
3.7	Efecto sobre la tensión última de (a) % de carbono y (b) %Mn. Se muestran las contribuciones del tamaño de grano, % de perlita, y de la solución sólida del C y del Mn en la ferrita. ....	24
3.8	Efecto de la temperatura de austenización sobre el tamaño de grano y sobre el límite elástico de aceros con 0.1C,0.6Mn, con y sin niobio. ....	25
3.9	Efecto de las variables de laminación sobre la resistencia a la cedencia y el tamaño de grano en aceros con 0.1C, 0.6Mn, 0.08Nb. ....	26

4.1	Acero X70 para usos árticos. Muestra la dispersión que normalmente se encuentra en la resistencia a la cedencia al muestrear y probar diferentes placas o rollos. ....	36
4.2	Gráfica de impacto para un acero X70, mostrando este acero Mn-Mo-Nb posee excelente tenacidad a impacto a temperaturas de $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ .....	37
4.3	Tipos de inclusiones no-metálicas en sus series delgadas y con intensidad 3. ....	39
4.4	Relación entre la tenacidad a impacto de la zona afectada por el calor y el contenido de nitrógeno libre en acero calmado con aluminio. ....	43
4.5	Efecto del fósforo en las resistencias de aceros microaleados,	47
4.6	Efecto del contenido de fósforo sobre la temperatura de transición. ....	48
4.7	Sistema para indicar el tipo y la severidad de las inclusiones no-metálicas. ....	51
4.8	Efecto de las segregaciones sobre la energía a impacto.. ..	52
5.1	Representación esquemática de los potenciales de formación de compuestos y de endurecimiento de ciertos metales. ....	55
5.2	Diferentes posibilidades de formación de compuestos y de endurecimiento por precipitación para varios metales de transición. ....	55
5.3	Variación del parámetro $S_v$ , área interfacial efectiva, con el porcentaje de laminación, a una temperatura menor de la de recristalización, para un acero con 0.03%Nb. ....	62
5.4	Tamaño de grano ferrítico producido de austenita recristalizada y sin recristalizar, a varios valores de $S_v$ . ....	63

5.5	Crecimiento de grano de la austenita durante el recalentamiento por 30 mins. ....	64
5.6	Efecto de la reducción de laminación sobre $S_v$ en granos aplastados de austenita. ....	66
5.7	Crecimiento de grano de la austenita en aceros que contienen diferentes microaleantes. ....	68
5.8	Aumento en la temperatura de no-recristalización, $T_{NR}$ , por efecto de los microaleantes en un acero con 0.07C, 1.4Mn, 0.25Si. ....	69
5.9	Porcentaje de recristalización y precipitación en un acero al niobio. después de 50% de deformación. Acero con 0.1C, 0.99Mn, 0.04Nb, y 0.08N. ....	71
5.10	Efecto del manganeso y del niobio en la temperatura de descomposición de la austenita. ....	73
5.11	Diagrama de solubilidad hipotética, que describe el equilibrio entre NbC y la austenita a varias temperaturas. ....	80
5.12	Cambios en la composición de $NbC_xNy$ en función del contenido de carbono y de la temperatura de precipitación. ....	83
5.13	Efecto del proceso de laminación sobre el grado de precipitación de carburos de niobio durante la laminación. ....	84
5.14	Efecto de la temperatura de acabado sobre la resistencia a la cedencia de un acero al niobio (0.05%Nb) ....	85
5.15	Efecto de la temperatura de acabado sobre el niobio residual en la austenita al tiempo de la transformación. ....	86
5.16	Efecto del niobio, del vanadio y del carbono en la resistencia a la cedencia de aceros laminados en caliente. ....	87

5.17	Potenciales de precipitación de varios sistemas de microaleantes. ....	93
5.18	Diagrama RPTT que muestra la interacción entre la precipitación y la recristalización. ....	95
5.19	Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN). (Sin segregación). ....	97
5.20	Representación esquemática de la posible distribución de los precipitados de Nb(CN). (Con segregación) ....	98
6.1	Relación entre el límite elástico y el tamaño de grano, según Hall. ....	104
6.2	Datos de Petch para la ecuación (6.1) ....	104
6.3	Relación entre temperatura de transición a impacto y el tamaño de grano. ....	105
6.4	Efecto de partículas de TiN sobre el tamaño de grano de la austenita, en una zona afectada por el calor (ZAC) simulada, con temperatura máxima de 1350 °C. ....	107
6.5	El vanadio, niobio y titanio tienen un efecto refinador sobre la ferrita. ....	108
6.6	El refinamiento del grano de la ferrita depende del espesor del grano inicial de la austenita y del porcentaje de reducción por debajo de la temperatura de no-recristalización. ....	109
6.7	Efecto del manganeso sobre el tamaño de grano de la ferrita en aceros microaleados al Cb-V, ....	110
6.8	Efecto del tamaño de grano sobre las propiedades a tensión y sobre la temperatura de transición para un acero bajo-C .....	111
6.9	Resistencia a la cedencia en función del contenido de vanadio para un acero microaleado con laminación controlada, debido a la precipitación de carbonitruros de vanadio. ....	112

6.10	Resistencia a la cedencia de un acero microaleado en función de la temperatura de acabado. ....	113
6.11	Representación esquemática del endurecimiento por precipitación por partículas de diferente radio y diferente dureza.....	116
6.12	Efecto de los carbonitruros de niobio y de titanio sobre la resistencia a la cedencia de aceros microaleados. ....	117
6.13	Secuencia de precipitación de compuestos de titanio y de niobio para un acero microaleado con titanio y columbio. ....	119
6.14	Valores de titanio crítico, $T_{icr}$ , en función del contenido de nitrógeno. ....	122
6.15	Diagramas de solubilidad de diversos carburos y nitruros. ....	123
6.16	Aumento de la temperatura de transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ , al aumentar el porcentaje de deformación a temperaturas inferiores a la de no-recristalización de la austenita. ....	128
6.17	Efecto de la temperatura de transformación sobre la resistencia de las estructuras ferrita-perlita, bainítica y martensítica. ....	129
6.18	Tiempo de enfriamiento entre 800 y 500 °C para el inicio de la formación de ferrita-perlita, en aceros al columbio después de austenizar a diferentes temperaturas. ....	130
6.19	Efecto del contenido de vanadio y de la temperatura de austenización sobre el factor multiplicador de templabilidad. ....	131
6.20	Efecto del molibdeno sobre el tamaño de grano de la austenita después de recalentar a 1150 °C y mantener a esta temperatura por 10,800, 3,800 1.800 600 y 180 segundos.....	133
6.21	Velocidad de crecimiento de grano de la austenita después de un tratamiento termomecánico para varios % de microaleantes. ....	133

7.1	Gráfica simplificada de temperatura contra tiempo para una laminación controlada. ....	136
7.2	Mecanismos que ocurren durante la laminación controlada.....	137
7.3	Efecto de los microaleantes. Aumenta $T_{nr}$ y disminuye la región de transformación de la austenita. ....	138
7.4	Evolución del tamaño de grano de la austenita durante el desbaste consistente en 9 pases de 15% de reducción de área para una reducción total de planchón de 250 mm a 55 mm. ....	139
7.5	Efecto del contenido de titanio sobre la tenacidad a impacto Charpy de la zona afectada por el calor en una soldadura. ....	143
7.6	Efecto del porcentaje de reducción por debajo de $T_{nr}$ (1065 °C) sobre la temperatura de transición de 5 aceros diferentes. ....	144
7.7	Representación esquemática del enfriamiento controlada en la mesa de enfriamiento para un acero al Mo-Nb. ....	148
7.8	Velocidad de enfriamiento de la lámina de acero en comparación con el intervalo de precipitación de $\text{AlN}$ ....	150
7.9	Efecto de la temperatura de enrollado sobre la resistencia a la cedencia para varios aceros microaleados. ....	154
7.10	Efecto de la temperatura de acabado sobre la energía de impacto para un acero X70 con Nb y V. ....	154
7.11	Efecto perjudicial del azufre sobre las propiedades a impacto.....	155
7.12	Efecto de los diferentes micromecanismos de endurecimiento sobre la resistencia a la cedencia de aceros microaleados bainíticos con laminación controlada. ....	155
7.13	Efecto del tamaño de grano sobre las propiedades mecánicas. al refinar el grano, aumenta la resistencia del acero pero disminuye su ductilidad. ....	157

8.1	Cédulas de laminación y temperaturas permisibles de laminación para un planchón de 203*1524*2667 (mm), laminado a placa de 19*2870*15131 (mm). Acero X-60 gas amargo. ....	163
8.2	Diagrama de transformación bajo enfriamiento continuo (TEC) para un acero microaleado. ....	164
8.3	Dimensiones de la probeta a tensión usadas en este trabajo de acuerdo con la norma ASTM-A-370. ....	165
8.4	Maquina universal Tinius Olsen como la usada para las pruebas de tensión realizadas en este trabajo. ....	166
8.5	Probetas de impacto tipo Charpy, fabricadas de acuerdo con la norma ASTM-A-370. ....	166
8.6	Máquina para pruebas de impacto marca Tinius Olsen como la usada en este trabajo. ....	168
8.7	Manera como se tomaron las muestras metalográficas y área que se pulió y atacó para observar la microestructura. Reactivo: Nital al 6%. ....	168
8.8.	Descripción de la fractura en una probeta de impacto.....	169
8.9.	Manera como se colocan las probetas de impacto en el yunque de la máquina de impacto usando tenazas especiales .....	169
9.1	Histograma para los datos de resistencia a la cedencia de la Tabla 9.2. ....	172
9.2	Histograma para los datos de resistencia a la tensión de la Tabla 9.2 .....	172
9.3	Histograma para los datos de elongación de la Tabla 9.2. ....	173
9.4	Histograma correspondiente a los datos de $\sigma_y/\sigma_u$ de la Tabla 9.2. ....	173
9.5	Histograma de resistencia a la cedencia de Tabla 9.3. ....	175
9.6	Histograma de resistencia a la tensión de Tabla 9.3.....	175



9.7	Histograma de la relación de resistencias correspondiente a la Tabla 9.3.....	176
9.8.	Histograma del porcentaje de elongación de la Tabla 9.3.....	176
9.9.	Curva de tensión para un acero X-52-GA, colada 120139 .....	177
9.10.	Curva de tensión para un acero X-52-GA, colada 120141 .....	177
9.11.	Curvas de impacto para 3 casos: valores promedio.....	179
9.12.	Curvas de impacto para 2 placas de acero X-52-GA .....	180
9.13.	Curva de impacto para un acero microaleado A-572-50 en la cual se muestra la doble transición de temperatura. ....	182
9.14.	Microestructura de un acero X-52-GA, 100X, nital al 6%.....	185
9.15.	Microestructura para un acero X-60-GA, 100X, nital al 6% .....	185

## **RESUMEN AUTOBIOGRAFICO.**

Juan Antonio Fuentes Montemayor

Candidato al Grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

Tesis. Propiedades a Impacto de Aceros Microaleados.

Juan Antonio Fuentes Montemayor nació un 5 de Marzo de 1944 en Nadadores, Coah. a 27 kms. al oeste de Monclova, Coah. con rumbo a Cuatro Ciénegas, Coah. Es hijo del Sr. Juan Antonio Fuentes de la Fuente y de la Sra. Guadalupe Montemayor Vazquez

Cursó la carrera de Ingeniero Mecánico Administrador en el ITESM de 1965 a 1970 becado por AHMSA, por ser trabajador de esta compañía asignado a las oficinas de Laminadora en Frío cuyo superintendente era el Ing. José Castaldi Yurichi.

En 1971 recibió una beca del Gobierno de EUA para estudiar postgrado en metalurgia en la Escuela de Minas de Colorado en Golden, Colo., en donde estudió y trabajó al mismo tiempo para completar los gastos, recibió el grado de Maestro en Ciencias en Metalurgia (M.Sc. Metallurgy) en 1975.

En 1975 regresó a trabajar para AHMSA siendo asignado al Laboratorio Metalurgico. En 1976 fue nombrado responsable de abrir la nueva carrera de Ingeniero Metalurgista en la actual FIME (U A. de C.) de Monclova, Coah. En 1981 se encargó de organizar la nueva Escuela de Metalurgia de la cual fue su primer director de 1981 a 1984. Actualmente es Catedrático investigador de tiempo completo en la Facultad de Metalurgia de la Universidad Autónoma de Coahuila en Monclova, Coah.

Los actuales estudios de Doctorado en Ingeniería de Materiales los realizó mediante beca Promep

