

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



INCREMENTO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN
ACERO X-52 UTILIZANDO EN LA FABRICACIÓN DE BRIDAS
PARA EL SECTOR PETROLERO.

JOSÉ ALONSO RODRIGUEZ RUÍZ

TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA
INGENIERIA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

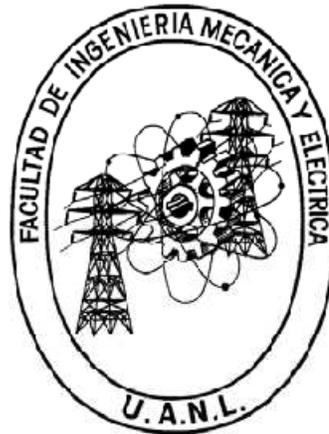
CIUDAD UNIVERSITARIA

NOVIEMBRE 2018

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



INCREMENTO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN
ACERO X-52 UTILIZANDO EN LA FABRICACIÓN DE
BRIDAS PARA EL SECTOR PETROLERO.

JOSÉ ALONSO RODRIGUEZ RUÍZ

TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA
INGENIERIA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

CIUDAD UNIVERSITARIA

NOVIEMBRE 2018

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

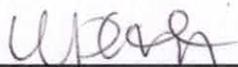
Los miembros del comité de la tesis recomendamos que la tesis **“Incremento en las propiedades mecánicas de un acero X-52 utilizando en la fabricación de bridas para el sector petrolero”** realizada por el Ing. José Alonso Rodríguez Ruiz, matrícula 1366646 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales

El Comité de Tesis



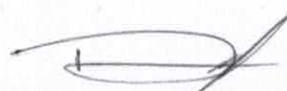
Asesor

Dra. Sugehedy Yaneth Carranza Bernal



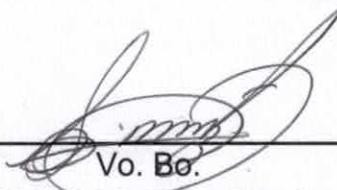
Coasesor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata



Coasesor

Dr. Diego Lozano de la Garza



Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez

San Nicolás de los Garza, N. L., Noviembre de 2018

DEDICATORIA

A Dios padre, por haberme permitido concluir exitosamente la maestría, por todas sus bendiciones que a diario recibí.

A mi padre y a mi madre, por darme las herramientas necesarias para salir adelante en la vida, pero sobre todo por todo su amor y cariño.

A mi esposa Karla y a mi hijo Emmanuel, por todo el apoyo, amor y cariño que recibo a diario de ellos, por apoyarme y estar siempre a mi lado.

A mis amigos y a todas aquellas personas que han sido importantes y han formado parte de mi vida.

José Alonso Rodríguez Ruíz

Nuevo León, México

Noviembre 2018

AGRADECIMIENTOS

A mis profesores y sinodales.

A la empresa Frisa Forjados SA de CV (FRISA) por darme la oportunidad de seguir construyendo un mejor futuro para mi familia. Por instruir y brindar el apoyo todo su personal para formar un mejor futuro para todos. En particular al Dr. Diego Emilio Lozano de la Garza, Ing. Rene Jalomo, Dr. Jorge Alejandro Manríquez Frayre, por su constante apoyo y aliento en la realización de esta tesis.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), por haberme formado como Ingeniero en Materiales y a la división de Estudios de Posgrado por toda su enseñanza, y en especial a todos sus profesores investigadores que formaron parte de mi formación académica, compartiéndome sus vastos conocimientos.

Al consejo Nacional de Ciencia de Tecnología (CONACYT) por el apoyo y confianza que brinda a los estudiantes para desarrollar mejores profesionistas que aporten a México, un mejor y más humano desarrollo científico y tecnológico.

Finalmente, a todos mis compañeros de FRISA y amigos por su incondicional, alegre y siempre oportuno apoyo brindado; sin el cual no se hubiera finalizado el presente trabajo de investigación.

ÍNDICE

RESUMEN

CAPITULO 1 INTRODUCCION	10
1.1 Relevancia Industrial	10
[2]	14
CAPITULO 2 ANTECEDENTES	14
2.1 Aceros HSLA	14
2.1.1 Clasificaciones de aceros HSLA	16
2.1.2 Solubilidad de los elementos de microaleación	18
2.1.3 Adiciones de V en los aceros HSLA	19
2.1.4 Adiciones de Nb en los aceros HSLA	22
2.2 Proceso termo-mecánico (PTM) en el acero HSLA	23
2.2.1 Desarrollo histórico del proceso termo-mecánico (PTM)	24
2.3 Temple directo	26
2.4 Enfriamiento acelerado	29
2.5 Hipótesis	30
2.6 Objetivo General	31
2.6.1 Objetivos particulares	31
[3]	33
CAPTITULO 3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	33
3.1 Proceso del tratamiento Termo-mecánico en anillos forjados	34

3.1.1 Preformado y Rolado	36
3.1.2 Re-austenizado y envejecido	37
3.2. Caracterización de los anillos	39
3.2.1 Ensayo de tensión	39
3.2.3 Ensayo de dureza	41
3.2.4 Preparación metalográfica	42
3.2.5 Microscopia óptica	43
3.3 DOE del proceso termo-mecánico	43
[4]	45
CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN	45
4.1 Pruebas Mecánicas	45
4.1.1 Ensayo de tensión	46
4.1.2 Ensayo de impacto	51
4.1.3 Ensayo de dureza	57
4.2. Microscopia óptica	60
CAPITULO 5 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	67
5.1 Conclusiones	67
5.2 Recomendaciones y trabajos futuros	69
INDICE DE TABLAS	73
INDICE DE FIGURAS	75

RESUMEN

En la presente investigación se realizaron tres diferentes procesos en la fabricación de bridas de grado X-52, que consideran parámetros de calentamiento y enfriamiento a partir de la forja y tratamiento térmico de solubilizado y envejecido, conduciendo a una mejora en el rendimiento mecánico semejantes a los de un grado X-65 (Resistencia mínima en el esfuerzo de cedencia de ≈ 450 MPa). Este incremento en la resistencia en el material grado X-52, dio como resultado la alternativa de poder utilizarlo en requerimientos de resistencia similares a los grados X-65 de mayor costo, donde la diferencia en precio entre estos dos materiales es $\approx 47\%$. La primera etapa de la investigación se basó en un temple directo después del proceso de forja, seguido de un envejecido a 650°C , dando como resultado un incremento del $\approx 28\%$ en la resistencia mecánica del acero HSLA, a los valores obtenidos mediante un tratamiento convencional de temple a 900°C y revenido de 650°C . En la segunda etapa consistió en enfriar directo después de forja seguido de un temple en agua y un envejecido a 650°C , obteniendo como resultado un incremento en la resistencia similares a las del primer proceso, pero además de obtener los mejores resultados de tenacidad. Por último, gracias a los resultados de resistencia obtenidos en las dos primeras etapas mediante el enfriamiento a temperaturas $>1000^{\circ}\text{C}$, se diseñó una

tercera etapa, donde se consideraron 4 diferentes temperaturas de solubilizado seguido de un envejecido, con la finalidad de ver el efecto en el esfuerzo de cedencia en el acero HSLA. En esta última etapa se pudo ver un incremento en la resistencia del material de hasta un 37%, pero una muy baja tenacidad en el material fue encontrada.

CAPITULO 1

INTRODUCCION

1.1 Relevancia Industrial

En el proceso de la forja se puede encontrar una extensa variedad de productos, donde las partes que son fabricadas mediante este proceso, presentan mejores propiedades mecánicas que aquellas que son producidas por fundición o maquinado. En el sector de la forja existe una gran demanda de producir productos de bajo costo y de procesos eficaces de producción, lo cual ha contribuido al desarrollo de diferentes procesos y el desarrollo de nuevos grados de aceros, logrando un desarrollo tecnológico muy importante.

Dentro del sector de la forja hay un porcentaje muy alto en la producción de componentes con aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA por sus siglas en ingles), llamados también aceros microaleados debido a las adiciones tan pequeñas de elementos tales como Ti, V, Nb que al reaccionar con el N y C forman carburos o carbonitruros que en combinación con el bajo porcentaje de C (0.01%-0.2%), obtienen una buena resistencia a la fractura frágil y una buena capacidad a ser soldados.

La producción y desarrollo de este tipo de acero ha ido incrementando exponencialmente a lo largo del tiempo. En la Figura 1.1 se muestra el desarrollo de los aceros HSLA.

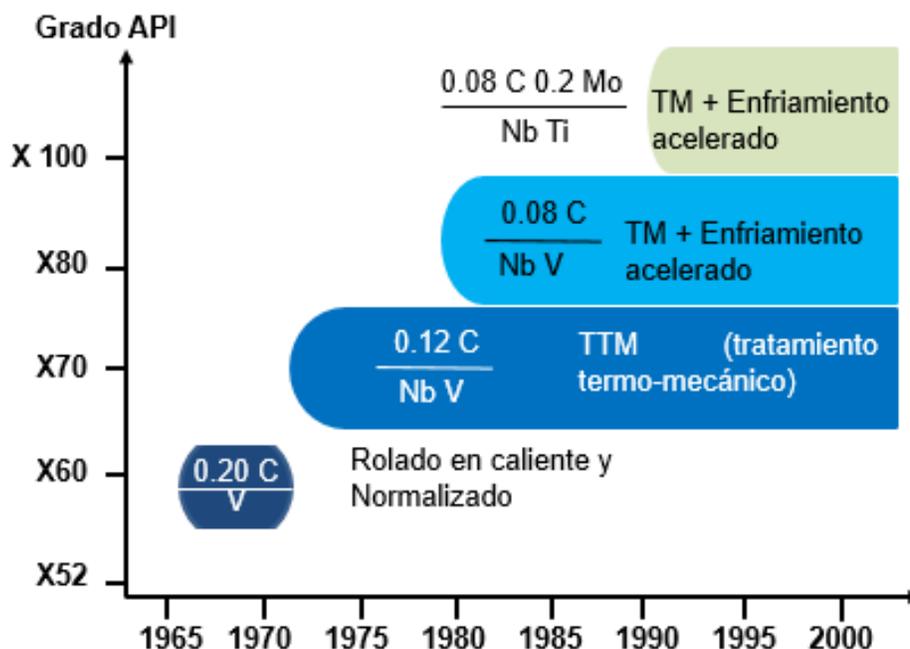


Figura 1.1 Desarrollo de los aceros de alta resistencia para tuberías (Termo-mecánico (TM) y Termo-mecánico + enfriamiento acelerado) [1].

El acero utilizado en la investigación es un API X-52 (Resistencia mínima de ≈ 350 MPa en el esfuerzo de cedencia). Este grado de acero HSLA es utilizado en componentes tales como bridas, válvulas y tuberías para la extracción y transporte de gas y petróleo. El tratamiento convencional de este producto forjado en caliente en estos grados de acero HSLA, son por lo general tratamientos de normalizado o temple y revenido posterior al proceso de forja. En la Figura 1.2 se muestra la microestructura correspondiente a un acero normalizado, donde las fases encontradas son ferrita y perlita principalmente..

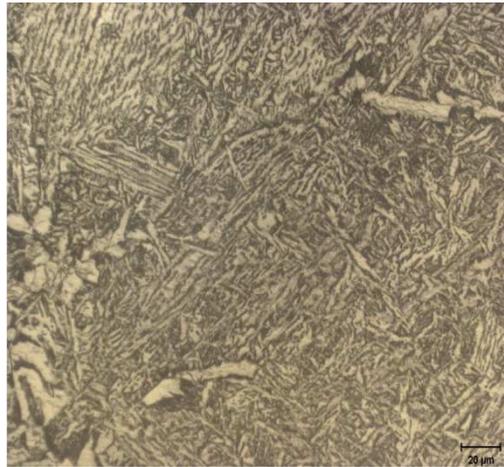


Figura 1.2 Microestructura típica de un normalizado grado X-65 (fases presentes en la microestructura es ferrita y perlita principalmente).

Dado la exigencia de reducir costos y mejorar el rendimiento mecánico en los diferentes componentes forjados de acero HSLA, se han implementado constantemente procesos alternativos más eficientes obteniendo un mejor rendimiento y ahorro de material, así como los ajustes en los parámetros de procesamiento para buscar el cumplimiento de los diferentes requerimientos mecánicos en el producto.

Algunos de los parámetros de proceso de piezas forjadas pueden ser modificados y de esta manera obtener una amplia variedad de resultados mecánicos, que van desde las temperaturas del proceso de forja, cantidad de pasos en el preformado, número de calentamientos, número de reducción en cada paso y el total de reducción de la pieza, y temperaturas de tratamiento térmico por mencionar algunos. Sin embargo, la velocidad de enfriamiento durante el procesamiento, es una de las variables críticas que

impacta considerablemente en los resultados mecánicos y es considerada durante el diseño de procesos de cualquier pieza forjada, debido a esta variable, una pieza de mayor espesor de acero HSLA o de cualquier otra clasificación de acero es reemplazado con otro grado de acero con un mayor contenido en los principales elementos aleantes.

El tratamiento térmico utilizado principalmente en el producto de bridas de acero HSLA, tales como el normalizado, temple y revenido son procesos que ayudan a incrementar las propiedades del material debido al cambio de fases que se pueden obtener mediante el calentamiento y enfriamiento del material, donde su microestructura principal es básicamente obtenida durante el enfriamiento. De ahí la importancia de buscar nuevas alternativas de tratamiento, que permita incrementar la resistencia del material, dejando como base la velocidad de enfriamiento.

CAPITULO 2

ANTECEDENTES

2.1 Aceros HSLA

Los aceros HSLA son aceros de bajo carbono con adiciones de elementos tales como Nb, V, Ti, Mo y B, que permiten tener un extenso intervalo de propiedades mecánicas. Las adiciones de estos aleantes son usadas de manera que permitan tener una combinación adecuada de resistencia y tenacidad en el material.

La manufactura de estos grados de aceros HSLA en su mayoría es mediante un control estricto en el proceso termo-mecánico e intervalos de enfriamientos, que permitan obtener fases específicas en un material ultra fino con alta resistencia al impacto y buena formabilidad. Además, debido a su bajo contenido de carbono permiten tener buena propiedad de soldabilidad, este contenido de carbón oscila entre 0.05-0.25%, con una adición intencional

de elementos aleantes tales como Ni, Cr, y Mo que son limitados a menos del 1.5% de la suma total de estos tres elementos, mientras que el rango del Mn es del 1 al 2% y el Si hasta 0.5%[1-4].

Los aceros microaleados son utilizados para una gran variedad de aplicaciones que van desde una delgada laminada rolada en caliente (utilizadas en carrocería de los automóviles), aceros estructurales para construcción naval, secciones para edificios resistentes a terremotos, hasta aceros utilizados en el transporte de gas y petróleo, donde su contenido de S <0.002% y P <0.01% son muy bajos.

La comprensión del rol de los elementos de microaleación en el incremento de las propiedades mecánicas, ha sido una razón importante para ampliar el uso de esta clase de aceros. El efecto de las adiciones de microaleación sobre la transformación austenita/ferrita puede clasificarse ampliamente en tres áreas; primero, los elementos de microaleación forman carburos o nitruros (compuestos) con una solubilidad variable tanto en la ferrita como en la austenita. La interacción entre la transformación del acero y la precipitación de estos compuestos forman la base del uso de las adiciones de microaleantes; segundo, los elementos microaleantes pueden actuar de forma natural como adiciones de aleación pero debido a las concentraciones tan pequeñas en el acero generan modificaciones moderadas y características en la templabilidad o transformación; por último, la presencia de elementos de microaleación en solución sólida o como precipitados que tienen una interacción

en las dislocaciones sub-estructurales producidas en la fase austenita durante el laminado, marcando una influencia en el desarrollo de la ferrita[2,4].

Los principios a partir de los cuales se desarrolló esta clase de acero, fueron basados en observaciones empíricas sobre el efecto de las adiciones de microaleantes en las propiedades mecánicas del acero. Así se demostró en la década de 1930 que el aluminio mejora las propiedades mecánicas de los aceros. Al mismo tiempo fue demostrado que el vanadio incrementaba la resistencia del acero, con un contenido de carbono alrededor del 0.4%. Poco tiempo después el titanio y niobio fueron usados y de igual manera el incremento de las propiedades mecánicas quedó demostrado, pero en este caso las mejoras en el acero fueron relacionadas al contenido de carbono inferior al 0.2%.

2.1.1 Clasificaciones de aceros HSLA

Los aceros HSLA incluyen algunos grados estándar y patentes diseñados para obtener específicas combinaciones deseadas de propiedades tales como esfuerzo, tenacidad, formabilidad, soldabilidad, y resistencia a la corrosión. Estos aceros HSLA no son considerados aceros de aleación, ya que contienen pequeñas cantidades de aleantes. Los aceros HSLA se pueden dividir en 6 categorías[1]:

- *Aceros de desgaste*, contienen pequeñas cantidades de elementos aleantes tales como el cobre y fósforo con el objetivo de mejorar la resistencia a la corrosión y el endurecimiento por solución sólida.
- *Aceros microaleados ferrita-perlita*, contienen adiciones muy pequeñas (por lo general menos del 0.10%) de elementos tales como el niobio, vanadio, y/o titanio que forman carburos y carbonitruros resistentes para el endurecimiento por precipitados en el material, refinar el grano y el control en la temperatura de transformación.
- *Aceros perlíticos laminados*, pueden incluir aceros carbono-manganeso, pero también puede tener pequeñas adiciones de otros elementos de aleación para aumentar la resistencia, tenacidad, formabilidad y soldabilidad
- *Aceros con ferrita acicular*, son aceros de bajo carbono (menor a 0.05% C) con una excelente combinación de alto esfuerzo de cedencia (690 MPa \approx 100Kpsi), soldabilidad, formabilidad, y buena tenacidad.
- *Aceros bifásicos*, tienen una microestructura de martensita dispersa en la matriz de ferrita que proporciona una buena combinación ductilidad y alto esfuerzo de tensión.
- *Aceros con la forma de inclusiones controlada*, proporcionan una mejora en la ductilidad y tenacidad a través del espesor mediante pequeñas adiciones de calcio, zirconio, o titanio, de manera que las inclusiones de sulfuros alargados son cambiados a pequeños glóbulos distribuidos de forma dispersa.

2.1.2 Solubilidad de los elementos de microaleación

Las principales adiciones de microaleantes en los aceros HSLA son de Nb, V y Ti, de lo cual estos elementos forman carburos o nitruros con una estructura cristalina cúbica de NbC con parámetros en la red de 0.415-0.455 nm. La formación de compuestos de microaleantes en la austenita o ferrita son descrita como una ecuación, cuya constante de velocidad es determinada por la solubilidad del producto como se expresa en la ecuación 2.1 [1,2,4].

$$[X] + [C \text{ o } N] = X(C \text{ o } N) \quad \text{Ec. 2.1}$$

donde [X] es la cantidad de soluble de Nb, V, Ti o Al en equilibrio con [C] o [N] disuelto a temperatura T (K). La solubilidad en la ferrita o austenita tiene la forma general descrita en la ecuación 2.2.

$$\text{Log } [X] [C \text{ or } N] = A - B/T \quad \text{Ec.2.2}$$

En casi todas las siderurgias modernas, el Al es agregado en exceso por necesidad para fines del proceso de desoxidación del material durante su producción, por consiguiente, el Al está presente en el acero y la estabilidad del AlN (nitruro de aluminio) con respecto a otros microaleantes puede influir o dictar la secuencia de precipitados. El Ti es otro de los elementos que es utilizado para generar carburos de mayor resistencia, de manera similar cuando se añade boro para aumentar la templabilidad de algunos aceros HSLA. Por ejemplo, si el suficiente soluto de Al está presente en el acero normalizado, existe un cambio en la solubilidad del AlN, VN y VC dado por las ecuaciones de solubilidad de cada reacción:

$$[V] + [N] = VN \quad \text{Ec. 2.3}$$

$$[V] + [C] = VC \quad \text{Ec2.4}$$

$$[Al] + [N] = AlN \quad \text{Ec.2.5}$$

donde $[N]$ es la cantidad de N en solución en equilibrio con VN o AlN, mientras que simultáneamente satisface la condición de que el (V) también debe estar en equilibrio con el (C). Resolviendo las ecuaciones simultáneas, se pueden derivar las cantidades de equilibrio de (Al), (V), (C) y (N).

2.1.3 Adiciones de V en los aceros HSLA

El desarrollo en las cantidades de V en el acero ocurrió poco después de los desarrollos de los *aceros al desgaste* con adiciones de hasta 0.10% de este elemento en los aceros usados en el rolado en caliente. El contenido del V en el acero es utilizado adicionalmente para las condiciones del rolado controlado, normalizado, o temple y revenido [1,4].

El V contribuye al endurecimiento por precipitados al formar finos precipitados (5 a 100 nm de diámetro) de V (VN) en ferrita durante el enfriamiento después del rolado en caliente. Esos precipitados de V no son tan estables como los precipitados del Nb, están en solución a temperaturas normales de rolado y también dependen mucho de la velocidad de enfriamiento para su formación. Los precipitados del Nb son estables a temperaturas altas el cual es benéfico para obtener un fino grano ferrítico [4,6].

El endurecimiento por el contenido del V(en promedio entre 5 y 15 MPa por cada 0.01% de V), depende del contenido de carbono y la velocidad de enfriamiento durante el rolado en caliente. La velocidad de enfriamiento es determinada por la temperatura del rolado y del espesor de la pieza, el cual afecta al grado de endurecimiento por precipitación en los aceros al 0.15% de V como se muestra en la figura 2.1, donde el óptimo nivel de endurecimiento por precipitados ocurre a velocidades de enfriamiento arriba de 170°C/min. A velocidades menores a 170 °C/min se obtienen precipitados gruesos de V (VN) los cuales son menos efectivos para el endurecimiento del material.

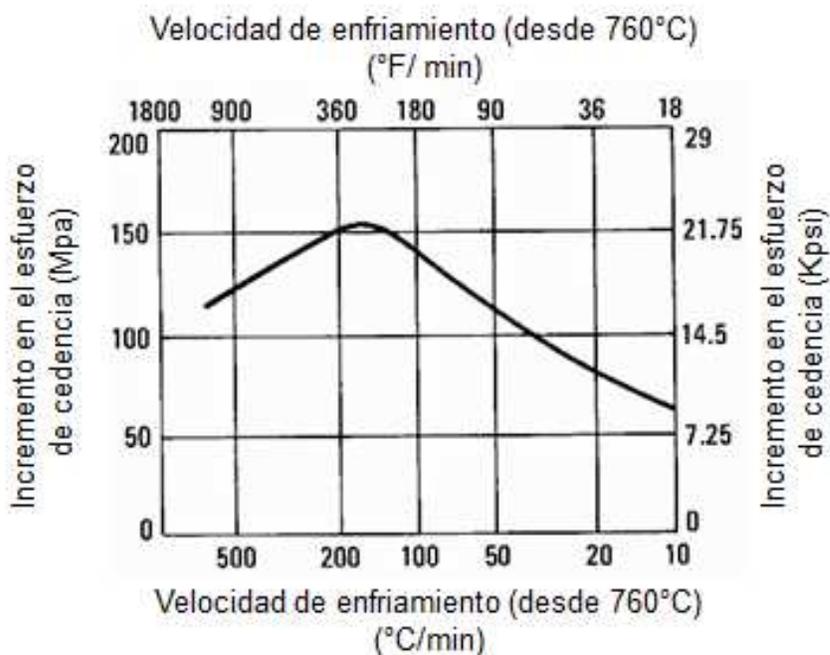


Figura 2.1 Efecto de las velocidad de enfriamiento en el incremento del esfuerzo de cedencia debido al endurecimiento por precipitación de un acero al 0.15% de V [1].

El Mn también tiene efectos en el endurecimiento de los aceros microaleados con adiciones de V, el efecto del Mn en los aceros al V rolados en caliente se muestra en la tabla 2.1, donde muestra el incremento en la resistencia debido al incremento de precipitados de V, esto es debido a que la adición del Mn baja la temperatura de transformación de austenita a ferrita, resultando de esta manera finos precipitados de forma dispersa. El efecto del Mn en el endurecimiento por precipitados es mayor que los efectos de endurecimiento provocados por Nb en el acero.

Tabla 2.1 Efecto de las adiciones de Mn en el endurecimiento por precipitados en los aceros al V con una combinación base de C 0.08% y Si 0.30% [1].

Contenido de V (%)	Esfuerzo de cedencia		Cambios en el Esfuerzo de cedencia	
	MPa	Ksi	MPa	Ksi
0.3% Mn				
0.00	297	43	0	0
0.08	352	51	55	8
0.14	380	55	83	12
1.2% Mn				
0.00	331	48	0	0
0.08	462	67	131	19
0.14	552	80	221	32

2.1.4 Adiciones de Nb en los aceros HSLA

Al igual que el V, el Nb también incrementa el esfuerzo de cedencia por el mecanismo de endurecimiento por precipitados, la magnitud del incremento depende del tamaño y la cantidad de carburos de niobio que precipitan en el acero. El Nb refina el grano más que el refinamiento provocado por el V, adicional a esto solo se requiere adiciones de 0.02 a 0.04% que es una tercera parte de la cantidad optima que se adiciona de V en el acero[1][4]. El endurecimiento provocado por el Nb es de 35 a 40 MPa por cada adición del 0.01% de Nb.

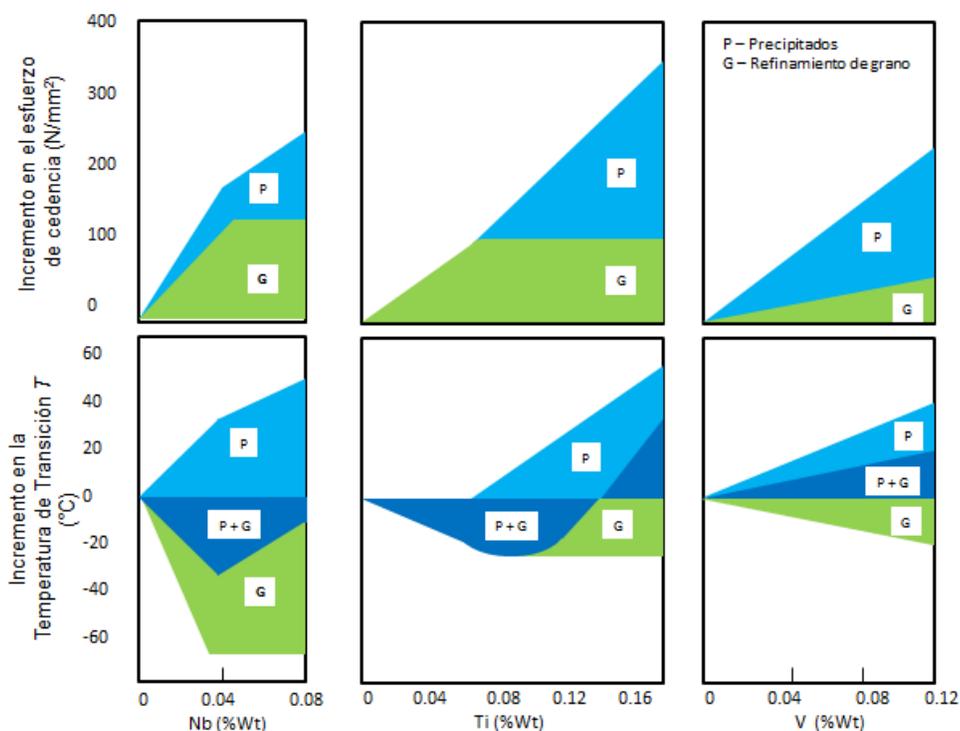


Figura 2.2 Efecto de los precipitados y refinamiento de grano en las propiedades mecánicas de los aceros HSLA[4].

Algunos investigadores[4]dieron a conocer el diagrama de la figura 2.2, donde resaltan los principales mecanismos de endurecimiento provocados por cada uno de los elementos de aleación tales como el Nb, V y Ti. El principal mecanismo de endurecimiento provocado por el Nb en el acero es por medio del refinamiento de grano y muy pocoel endurecimiento por precipitados del niobio. Mientras que los efectos del V en el endurecimiento por refinamiento de grano sonmuy bajos y un moderado incremento por medio de los precipitados de V.

2.2 Proceso termo-mecánico (PTM) en el acero HSLA

El proceso termo-mecánico (PTM) es el medio más efectivo para incrementar las propiedades mecánicas mediante el control microestructural en los metales y aleaciones tales como el acero, aleaciones de aluminio o aleaciones de titanio. Fue desarrollado básicamente para el control del proceso de la deformación y enfriamiento de placas, donde el enfriamiento es realizado en la última deformación del material, por lo tanto, este proceso puede ser aplicado en una gran variedad de piezas (diferentes formas) y grados de aceros. Los procesos termo-mecánicos en los aceros HSLA han sido resumidos en congresos y en libros de autores japoneses durante el último medio siglo[5-8].

En el PTM pueden distinguirse tres aspectos muy importantes: *primero*, ha contribuido al progreso de la metalurgia física asociado a las temperaturas elevadas en el proceso de trabajo en caliente. *Segundo*, el PTM es uno de los

procesos más exitosos implementados en la industria, dejando ganancias considerables en la industria del acero. *Tercer aspecto*, un gran número de aceros manufacturados con el PTM han sido desarrollados por las acerías del mundo, debido a su buena flexibilidad en las propiedades[7].

2.2.1 Desarrollo histórico del proceso termo-mecánico (PTM)

El progreso histórico del PTM después de 1960 es resumido en la Tabla 2.2, junto con los mecanismos de endurecimiento. En esos días, la expansión de conexiones de petróleo y gas natural hacia las regiones del Ártico demandaron la necesidad de fabricar tubos para la conducción de diferentes diámetros y espesores, que además también cumplieran una alta resistencia y buena tenacidad a bajas temperaturas[5].

Tabla 2.2 Progreso histórico del PTM y mecanismo de endurecimiento utilizado[6].

Año	1970	1980	1990	2000
PTM (Proceso Termomecánico)	Rolado controlado	Región del rolado entre dos fases $\gamma + \alpha$ SHT	OLAC PCTM	R & D Acero de grano ultra-fino
	Rolado a baja temperatura	Baja temperatura de recalentamiento del rolado	Enfriamiento acelerado Temple directo	Estudios de modelos para el proceso de rolado en caliente
Mecanismo de endurecimiento	Endurecimiento por refinamiento de grano Endurecimiento por Precipitación	Endurecimiento por deformación Endurecimiento por transformación	Endurecimiento debido a la martensita o bainita	Endurecimiento debido al ultra refinamiento de grano
Estándar			ASTM A8441 (CPTM en el acero)	JIS-SN (para construcciones)

Las variables tales como el rolado controlado, control de enfriamiento después del rolado en caliente y el temple directo, son los primeros procesos termo-mecánicos para el control de la microestructura durante el rolado en caliente, y el camino base para incrementar la soldabilidad en los aceros HSLA a través de la reducción del contenido de carbono. Esto a su vez permitió conocer los mecanismos de endurecimiento del PTM tales como el endurecimiento por refinamiento de grano y endurecimiento por precipitados, que son posibles mediante la combinación del PTM y el uso de elementos microaleantes

A principios de la década de 1980, comenzaron a producirse aceros microaleados con una resistencia de hasta 550 MPa en el esfuerzo de cedencia y una excelente tenacidad mediante el rolado controlado (RC) o rolado controlado termo-mecánico (RCTM) con mucho menor CEV(carbono equivalente), comparado con el tratamiento convencional (normalizado) en los aceros de baja aleación y de menor costo. En parte, esta reducción del CEV fue debida a un mejor entendimiento de la función de los elementos microaleantes, pero también fue gracias al descubrimiento de la buena soldabilidad que tienen los materiales al disminuir su CEV[6-7].

Posteriormente, en la siguiente década de 1990 se lo logro mejorar aún más de forma equilibrada la resistencia, tenacidad, y la soldabilidad del material, mediante la introducción de nuevas y mejoradas tecnologías en el rolado en caliente y enfriamiento acelerado, llamadas como control de proceso termo-mecánico (CPTM). Esto permitió ampliar la gama de aceros con contenido

de carbono extremadamente bajo por lo general debajo del 0.04%, y con adiciones de Mn, Si o Ni y Cu amplió aún más el rango de aplicaciones con este principio.

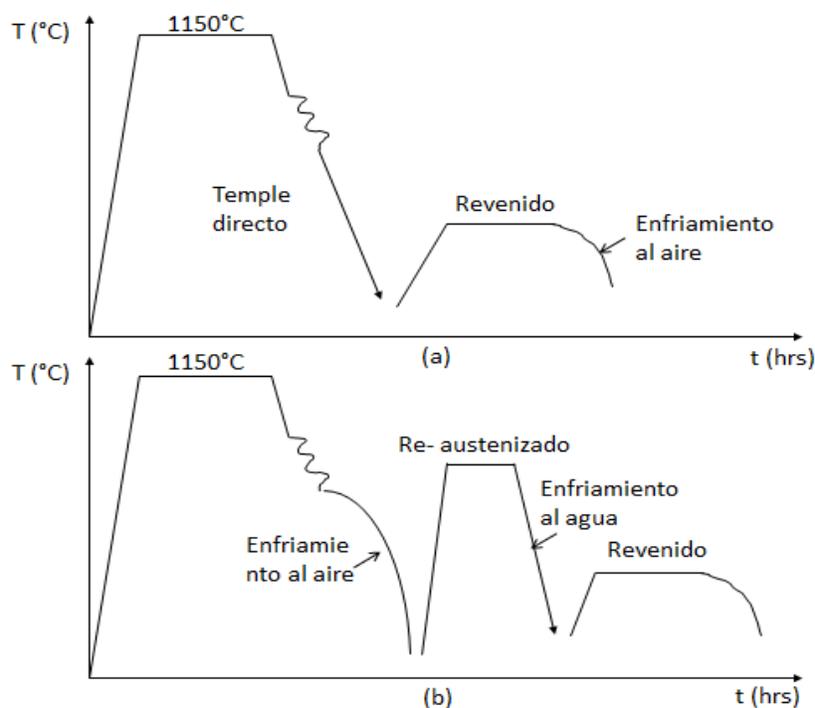
La manufactura de placas mediante el proceso de CPTM que incluían el proceso de temple directo fue estandarizada en la Asociación Americana de Prueba de Materiales (ASTM-A841) en el año de 1985. La estandarización de este proceso promovió la instalación de equipos que permitiera el enfriamiento acelerado dentro de una línea de producción de placas de acero y ampliar el uso del CPTM en las placas de acero en el mundo. La expansión y aplicación del procesamiento del CPTM y TD (temple directo) para manufacturar diferentes productos de placa de acero, dieron lugar a un incremento significativo en las toneladas producidas de estos aceros. Las principales aplicaciones de los productos manufacturados con estos dos procesos en 1991 fueron para la construcción naval, tuberías y placas de acero utilizadas principalmente en construcciones de puentes, recipientes a presión, entre otros[6].

2.3 Temple directo

A finales de 1970 el temple directo fue desarrollado por acerías japonesas para enfriar placas de acero y a finales de 1980 este proceso fue implementado al resto de las acerías de Japón y de Europa[7].

En el 2010 algunos investigadores realizaron un estudio acerca del efecto en la microestructura y propiedades mecánicas de un acero de medio

carbono [11]. El estudio consistió en tres muestras enfriadas después del rolado a diferentes condiciones de enfriamiento, con la finalidad de ver el efecto en las propiedades mecánicas y microestructura en el material. La primera muestra fue enfriada rápidamente en agua desde la última deformación de rolado, en la segunda muestra controlaron la deformación de cada paso del rolado y templaron a partir de los 850°C en agua, y la muestra tres fue enfriada al aire. Por último, la primera y segunda muestra fueron revenidas posteriormente a una temperatura de 300°C por 3hr, mientras que la muestra tres fue re-austenizada a 920°C por 1hr y enfriada en agua hasta temperatura ambiente y revenida a la mismas temperatura y tiempo de las primeras dos muestras. Ver bosquejo en la figura 2.3.



.Figura 2.3 Bosquejo de los diferentes procesos de tratamiento térmico[11].

En el 2010, investigadores de China concluyeron que en el proceso de temple directo después del rolado se pueden obtener resistencias mayores a las del proceso de re-austenizar y templar nuevamente. Ver resultados de las propiedades mecánicas en la tabla 2.3.

Tabla 2.3 Resultados de pruebas mecánicas de los diferentes tratamientos termomecánicos[9].

Proceso	R_m	$R_{p0.2}$ (MPa)	A_{kv} (J)
TD & R	1570	1315	30
CR & TD & R	1645	1345	23
RA & R	1435	1175	30

La cantidad de dislocaciones que se encontraron en las muestras con el proceso de TD & R es más alta comparadas con las de la muestra del proceso de RA & R, debido a que la densidad de las dislocaciones de la muestra del proceso TD & R es más alta, dando como resultado una resistencia más alta. El incremento en la resistencia de la muestra con CR & TD & R lo pudo explicar debido al ancho de los bloques de dislocaciones, como se muestran en la figura 2.4.

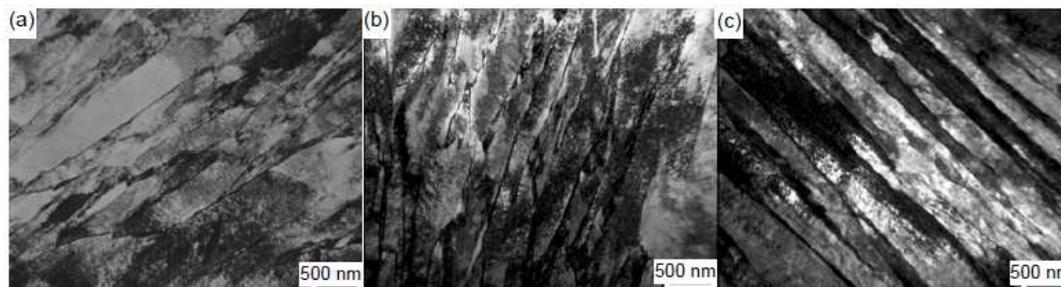


Figura 2.4 Imágenes del TEM de la microestructura martensita revenida. (a) TD & R, (b) CR & TD & R, (c) RA & R [9].

2.4 Enfriamiento acelerado

Existen numerosos desarrollos acerca de la influencia de las variables de enfriamiento (velocidad de enfriamiento, temperatura final del rolado) en la microestructura y propiedades mecánicas de los aceros HSLA a través de simulaciones del rolado y enfriamiento acelerado, tales simulaciones del rolado son realizadas usualmente en laboratorios o laminadoras piloto donde las velocidades de enfriamiento y las temperaturas finales del rolado son difíciles de controlar[12].

Una alternativa al temple y revenido convencional es el proceso PTM seguido de un temple directo, este proceso incrementa y dan una buena combinación de resistencia y tenacidad a un bajo costo[12-13].

La combinación de un proceso controlado durante el rolado y el enfriamiento acelerado proporcionó una nueva manera de endurecer e incrementar la resistencia del acero, el control de proceso termo-mecánico (CPTM) mejora mucho más el refinamiento de grano y modifica la transformación de ferrita-perlita a ferrita-bainita.

En 1980 las mejores acereras de Japón y Europa instalaron equipos para el enfriamiento acelerado, y algunos de estos equipos permitieron el temple directo debido a la alta velocidad de enfriamiento.

El proceso o equipos de enfriamiento acelerado fueron nombrados por diversos fabricantes manufactureros, pero todos adoptaron diversos métodos de enfriamiento interrumpido (IAC por sus siglas en inglés interrupted

accelerated cooling) a diferencia del enfriamiento continuo a temperatura ambiente. El IAC fue caracterizado por permitir un enfriamiento acelerado desde regiones de temperaturas dadas después del rolado final, seguido de un enfriamiento al aire[7].

Las ventajas obtenidas por el proceso de enfriamiento directo comparadas con el proceso convencional de recalentamiento y enfriamiento no solo son los ahorros de energía debido a la eliminación del recalentamiento, si no también ayuda al incremento de templabilidad del acero, permitiendo reducir el valor de carbono equivalente en los aceros, el cual mejora la capacidad de soldabilidad. Por lo tanto, la mayoría de equipo de enfriamiento acelerado es capaz de llevar a cabo un temple directo en conjunto con el proceso de enfriamiento controlado.

2.5 Hipótesis

Mediante el control adecuado de las variables del tratamiento termomecánico es posible incrementar la resistencia de un acero API X52y al mismo tiempo mantener un nivel moderado de tenacidad. Contrario a lo que se obtiene convencionalmente con un tratamiento térmico en el cual la resistencia se incrementa a expensas de la tenacidad.

2.6 Objetivo General

Validar un proceso alternativo en la fabricación de anillos rolados del sector petrolero y de extracción de gas, mediante el control de tratamiento termo-mecánico durante su formado, seguido de un enfriamiento acelerado posterior a la última deformación del rolado.

2.6.1 Objetivos particulares

- Analizar el efecto mecánico y microestructura de un grado HSLA, diseñado para cumplir un requerimiento mínimo en el esfuerzo de cedencia de ≈ 360 MPa, bajo las condiciones del tratamiento termo-mecánico y enfriamiento acelerado.
- Determinar los parámetros del tratamiento termo-mecánico que permitan ayudar al incremento de las propiedades mecánicas en acero HSLA de estudio.
- Establecer los parámetros óptimos de proceso con los mejores valores de resistencia mecánica en el grado X-52, para analizar el efecto de las diferentes temperaturas de revenido implementadas en este.
- Estudiar el efecto mecánico y microestructura del grado X-52 bajo las condiciones de un doble enfriamiento interrumpido y envejecido.
- Analizar el efecto en la resistencia mecánica los materiales HSLA, debido a las diferentes temperaturas de austenizado $>980^{\circ}\text{C}$.

- Recomendar alternativas de tratamientos termo-mecánicos de estos grados de acero HSLA.

CAPTITULO 3

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En el presente capítulo se describe la parte experimental de la investigación realizada. El material utilizado en este estudio, acero HSLA se ensayó y se caracterizó de tal manera que se pudiera obtener los datos suficientes para analizar el efecto en la microestructura y en las propiedades mecánicas del material, debido a un tratamiento termo-mecánico y enfriamiento directo (continuo e interrumpido y al aire) después de la última deformación de forja.

Se realizaron ensayos y microestructuras dentro de las instalaciones del laboratorio de la Empresa FRISA FORJADOS, así como el desarrollo experimental.

Se utilizaron 4 grados de acero que se emplean en la fabricación de bridas y tuberías, su composición química de cada uno de estos grados HSLA se muestra en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 Composición química reportada por el proveedor del material HSLA.

Grado	C	Mn	Ni	Si	V	Nb
A	0.21	0.95	0.03	0.21	0.003	0.001
B	0.14	1.1	0.09	0.19	0.04	0.002
C	0.15	1.3	0.06	0.23	0.07	0.002
D	0.12	0.68	0.40	0.18	0.064	0.038

3.1 Proceso del tratamiento Termo-mecánico en anillos forjados

A continuación, se muestra la metodología de un tratamiento termo-mecánico en anillos forjados, a diferencia de un proceso de tratamiento convencional de temple y revenido en estos grados utilizados en el proceso del tratamiento termo-mecánico puede refinar y homogenizar la microestructura del material, y mejorar la resistencia y la tenacidad en los aceros en general[2,3,6,10].

El diseño del proceso utilizado en esta investigación consistió en tres etapas:

Primera etapa

Es una combinación del proceso termo-mecánico y un temple directo en agua (enfriamiento continuo), seguido de un revenido a diferentes temperaturas como se muestra en sección (a) de la figura 3.1.

Segunda etapa

Es una combinación del proceso termo-mecánico y un temple directo interrumpido hasta temperaturas $>300^{\circ}\text{C}$, seguido de un re-austenizado (T5) y revenido (T2).

Tercera etapa

Se utilizó una combinación del proceso termo-mecánico con enfriamiento al aire en el último paso de reducción, seguido de un re-austenizado a diferentes temperaturas de solubilizado (T_4 , T_6 , T_7 , T_8), y posteriormente se dio un revenido a diferentes temperaturas como se muestra en sección (c) de la figura 3.1.

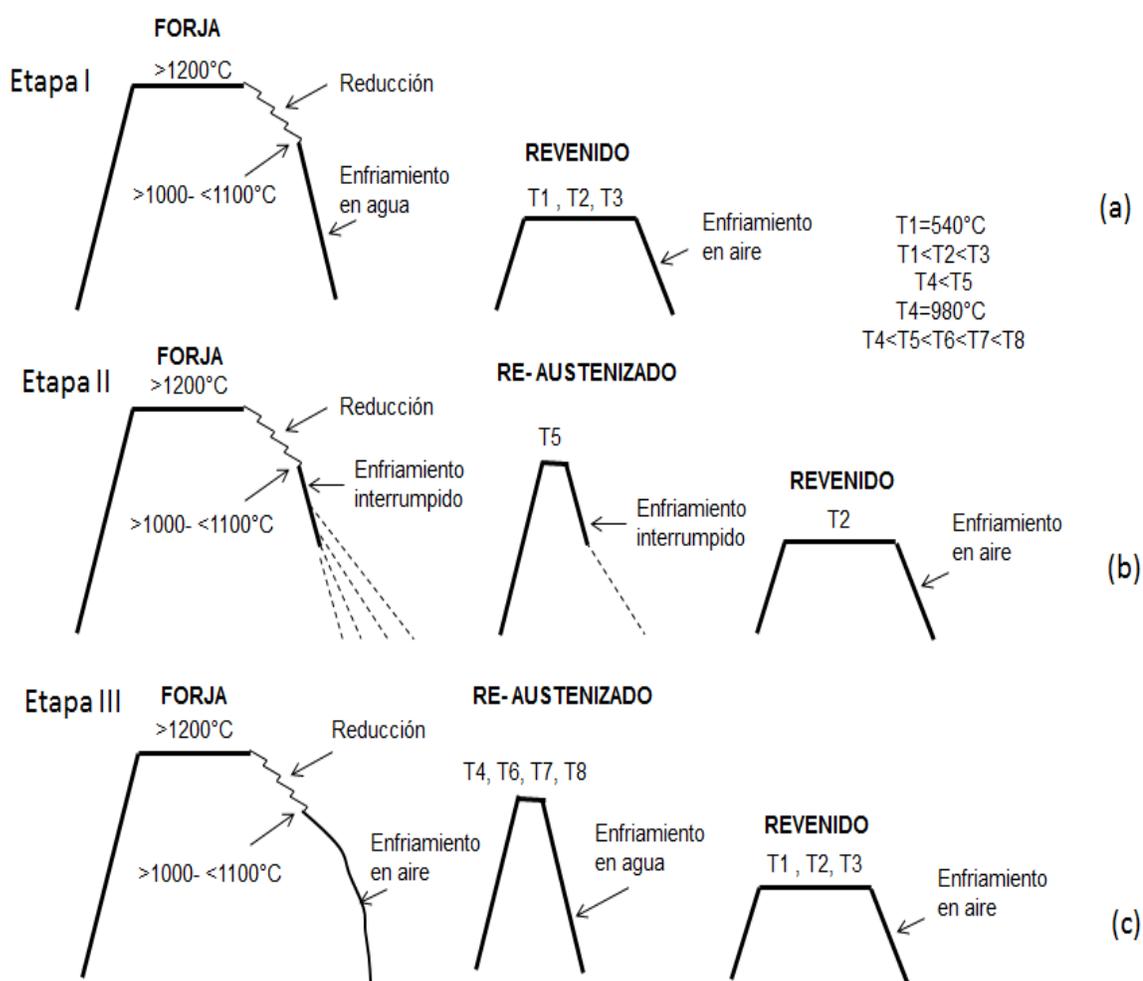


Figura 3.1 Diseño de las diferentes pruebas de estudio termo-mecánico de los grados utilizados de HSLA, (a) primera etapa, (b) segunda etapa, (c) tercera etapa.

En los aceros microaleados o HSLA son utilizadas temperaturas muy altas $>1200^{\circ}\text{C}$ durante la forja, con la finalidad de disolver los microaleantes tales como el V, Nb y Ti presentes en la química, que, al tener enfriamientos controlados durante los procesos de reducción en la forja, dan como resultado un incremento en la resistencia del material [12-14]. Los materiales utilizados en el presente estudio son aceros HSLA (API grado X-52, X-60, y X-65), que son forjados a temperaturas mayores a los 1200°C y tratados convencionalmente por debajo de los 950°C de austenizado, obteniendo una microestructura ferrita-perlita y ferrita-bainita respectivamente.

3.1.1 Preformado y Rolado

Primera etapa

En la sección (a) de la figura 3.2 se muestra el proceso termo-mecánico, donde consistió en forjar y rolar 3 anillos de diferente grado (X-52, X-60 y X-65) con dimensiones de 10.16 cm x 10.16 cm x 787.4 cm (altura-pared-diámetro) desde una temperatura $>1200^{\circ}\text{C}$ y terminando el proceso de reducción a una temperatura $>1000, <1100^{\circ}\text{C}$. Posteriormente a este proceso se introdujeron a una tina de enfriamiento de agua hasta temperatura ambiente (38°C).

Segunda etapa

En la sección (b) de la figura 3.2 se muestra el proceso termo-mecánico, donde consistió en forjar y rolar 4 anillos de grado X-52 de iguales dimensiones que en la primera etapa, posterior a este proceso se introdujeron a una tina de

enfriamiento de agua y se interrumpieron a diferentes tiempos de sumergido (0.5-1-2-2.5 minutos), saliendo a temperaturas $>300^{\circ}\text{C}$ respectivamente.

Tercera etapa

En la sección (c) de la figura 3.2 se muestra el proceso termo-mecánico, donde consistió en forjar 3 anillos de grado X-60 de iguales dimensiones a las primeras dos etapas desde una temperatura $>1200^{\circ}\text{C}$ y terminando en la última reducción a una temperatura entre los >1000 , $<1100^{\circ}\text{C}$, seguido de un enfriamiento al aire.

3.1.2 Re-austenizado y envejecido

Primera etapa

En esta etapa como se muestra en la *Etapa I sección (a)* de la figura 3.2, donde los 3 anillos de diferente grado HSLA se cortaron en tres partes y se revinieron posteriormente a diferentes temperaturas (T1, T2 y T3) con tiempos de empape de 4 horas y enfriados al aire.

Segunda etapa

En esta segunda etapa del diseño, los 4 anillos utilizados de grado X-52 fueron cortados después del tratamiento termo-mecánico (en dos secciones) para obtener las propiedades mecánicas en esta condición, los sobrantes

(medios anillos) se re-austenizaron a T5 por 5 minutos y se enfriaron en agua por 1.5 minutos, por último, se revinieron a T2 por 4 horas.

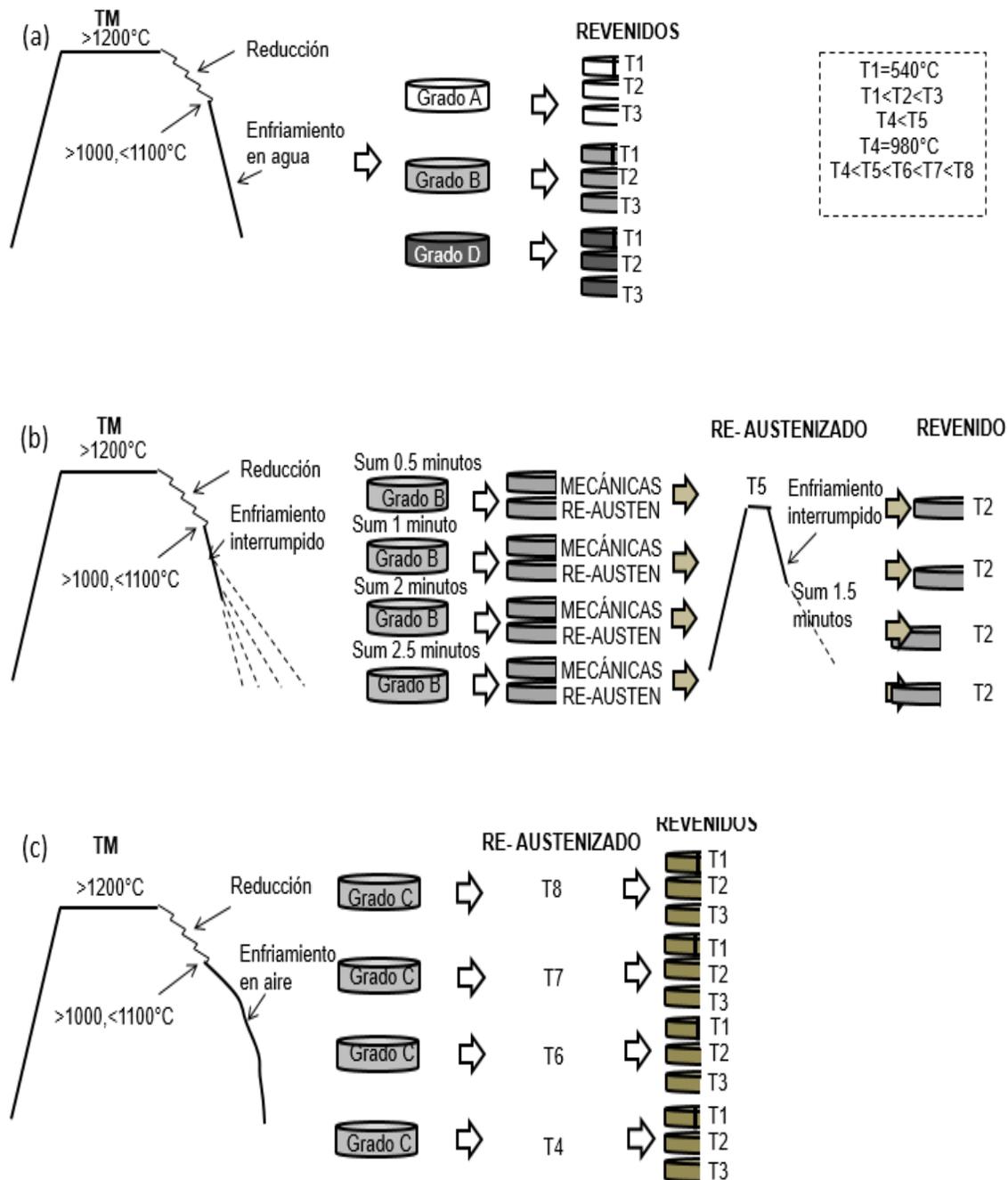


Figura 3.2 Diagrama de flujo posterior al tratamiento Termo-mecánico de los diferentes anillos de estudio, (a) primera etapa, (b) segunda etapa, (c) tercera etapa.

Tercera etapa

Después del proceso termo-mecánico de los 4 anillos de grado X-60, se re-austenizaron a diferentes temperaturas (T4, T6, T7, T8) y posteriormente fueron cortados en tres partes cada uno de los anillos para poder revenir a diferentes temperaturas (T1, T2 y T3) por 4 horas, como se muestra en la sección (c) de la figura 3.2.

3.2. Caracterización de los anillos

La caracterización detallada de los anillos en cada una de las etapas del diseño, fueron caracterizados mediante microscopia óptica (MO), ensayos de tensión, ensayos de impacto y prueba de dureza brinell.

3.2.1 Ensayo de tensión

Para conocer el efecto en las propiedades mecánicas de los anillos en cada una de las diferentes condiciones del diseño, y de esta manera obtener una estimación exacta de dichas propiedades mecánicas, fueron realizados, ensayos de tensión de acuerdo al estándar ASTM E 8. Las pruebas de tensión se realizaron en una maquina universal de marca TiniusOlsen capacidad 3000kg. En la figura 3.3 se muestra la máquina para el ensayo de tensión.



Figura 3.3 Maquina universal para ensayos de tensión

3.2.2 Ensayo de impacto

Con el objetivo de ver el efecto de la tenacidad de cada una de las condiciones de ambos procesos, se realizaron ensayos de impacto a los anillos en base al estándar ASTM E23, para esto las muestrasse colocaron en una máquina de criogénico, y se llevaron a una temperatura 0°C, -10°C, -20°C, -30°C y -46°C, para el caso de las muestras de la segunda etapa, solo en la primera y tercera etapa los ensayo de impacto se realizaron a la temperatura de -46°C, posteriormente se ensayaron en una maquina digital para ensayos de impacto marca TiniusOlsen (figura 3.4).



Figura 3.4 Máquina para el ensayo de impacto.

3.2.3 Ensayo de dureza

Cada una de los sobrantes de la barra donde se extrajeron las probetas de tensión fue sometida a una prueba de dureza Brinell, en base a la norma ASTM E-10. El ensayo de dureza se realizó en un durómetro marca Wilson de 3000kg de fuerza, en la figura 3.5 se muestra el durómetro utilizado.



Figura 3.5 Maquina de ensayos de dureza

3.2.4 Preparación metalográfica

De cada uno de los sobrantes del ensayo de impacto correspondientes a cada una de las condiciones de la segunda etapa previamente ensayadas, fueron preparados metalográficamente para ver la variación en la transformación de la microestructura de cada una de las condiciones de proceso en base a la técnica de desbaste, pulido y ataque químico convencional de acuerdo con la norma ASTM E3. Las muestras fueron desbastadas con lijas de 80, 120, 320, 500, 1000 micras. Para el pulido de las muestras se utilizó paños de nylon y como abrasivo pasta de diamante de 3μ , 1μ y 0.25μ . En este proceso de metalografía se utilizó agua como medio lubricante.

3.2.5 Microscopia óptica

Para el análisis de microestructura de cada una de las muestras de la segunda etapa, fueron atacados mediante inmersión, con una solución compuesta de 97 ml de agua y 3 ml de ácido clorhídrico (HCL), esta solución es conocida como nital (2%), El tiempo de inmersión de cada una de las muestras fue aproximadamente de 15 segundos. Para las imágenes de microscopia óptica se utilizó un microscopio óptico Zeiss, modelo AXIOVERY 200 MAT, (figura 3.6).

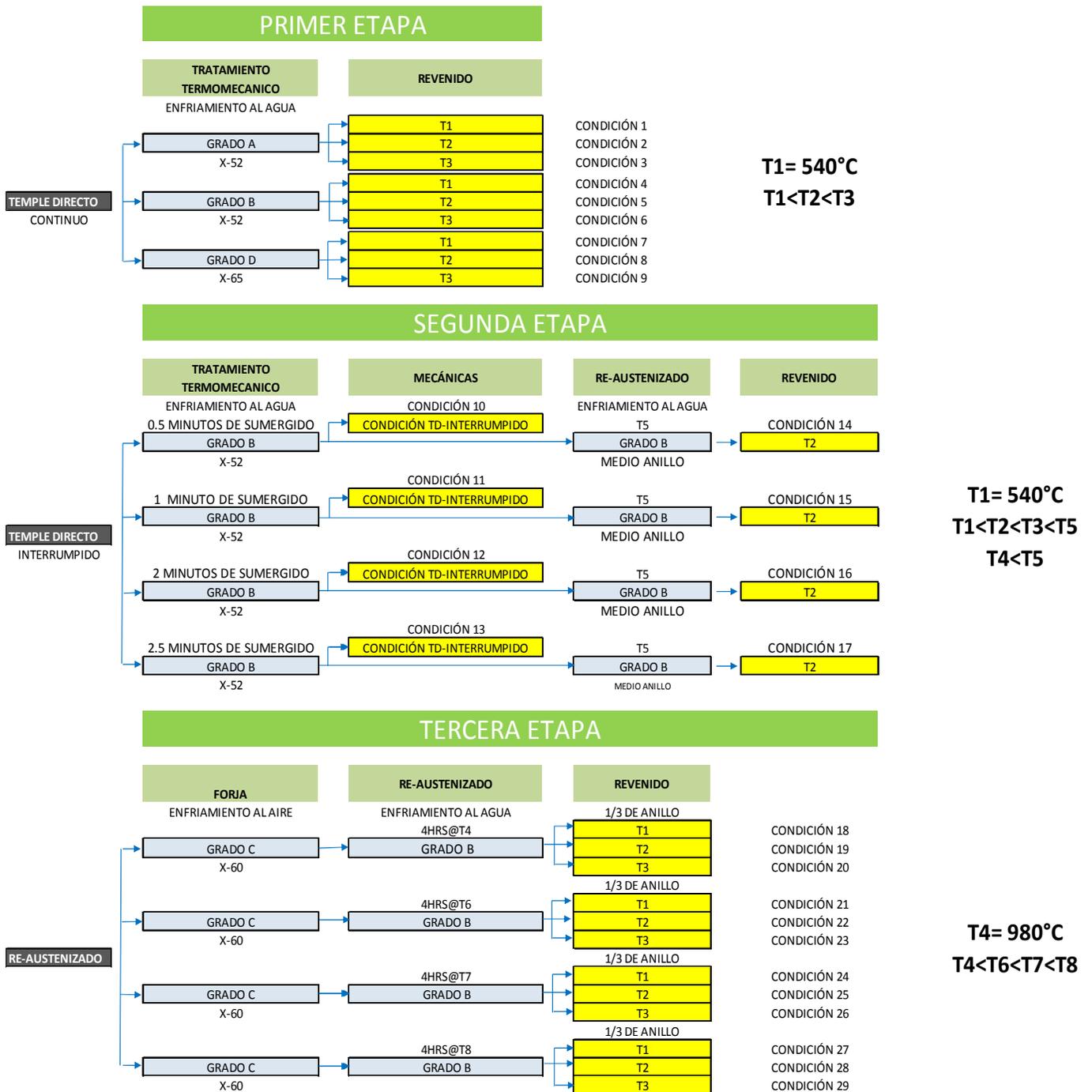


Figura 3.6 Microscopio óptico Zeiss, Modelo AXIOVERY 200 MAT

3.3 DOE del proceso termo-mecánico

En la Tabla 3.2 se muestran el diseño de experimentos llevado a cabo en este trabajo, donde se utilizaron 4 grados de acero HSLA para realizar 29 condiciones proceso sumado en las tres etapas de proceso.

Tabla 3.2DOE del proceso termo-mecánico de las tres diferentes etapas de estudio.



CAPÍTULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Pruebas Mecánicas

Las muestras de los diferentes condiciones de cada una de las etapas fueron sometidas a diferentes ensayos mecánicos, para ver el efecto de las diferentes condiciones del proceso termo-mecánico, y de las diferentes temperaturas de re-austenizado y revenido que se utilizaron en los materiales HSLA.

En las tres etapas de estudio fue necesario realizar ensayos de tensión y de impacto, así como medición de la dureza, donde en los siguientes secciones se dan a conocer los resultados de cada una de las muestras ensayadas, y se da una breve discusión par describir el resultado de estas mismas.

4.1.1 Ensayo de tensión

Primera etapa

En la tabla 4.1 se dan a conocer los resultados de tensión de las diferentes muestras de la primer etapa, donde se puede ver un incremento en la resistencia mecánica comparada con un tratamiento convencional en estos grados de acero HSLAcuyos resultados son mostrados en la tabla 4.2.

Tabla 4.1 Resultados de los ensayos de tensión de las diferentes condiciones del proceso termo-mecánico de la Etapa I.

GRADO	CONDICIÓN (ETAPA I)	ESFUERZO ULTIMO DE TENSIÓN (MPa)	ESFUERZO DE CEDENCIA (MPa)	REDUCCIÓN AL ÁREA (%)	ELONGACIÓN (%)
A	CONDICIÓN 1	515	333	60	31
A	CONDICIÓN 2	491	315	67	34
A	CONDICIÓN 3	465	297	67	35
B	CONDICIÓN 4	630	510	62	26
B	CONDICIÓN 5	634	525	65	26
B	CONDICIÓN 6	574	469	72	29
D	CONDICIÓN 7	765	642	12	14
D	CONDICIÓN 8	809	714	34	17
D	CONDICIÓN 9	707	613	53	22

Tabla 4.2 Resultados del ensayo de tensión del proceso convencional de temple y revenido (Temple -900°C-enfriamiento en agua y Revenido- 620°C- enfriamiento al aire).

GRADO	CONDICIÓN	ESFUERZO ULTIMO DE TENSIÓN (MPa)	ESFUERZO DE CEDENCIA (MPa)	REDUCCIÓN AL ÁREA (%)	ELONGACIÓN (%)
A	TEMPLE Y REVENIDO	482	268	72	34
B	TEMPLE Y REVENIDO	510	372	72	34
D	TEMPLE Y REVENIDO	565	427	74	36

En las condiciones 1-3 de la primer etapa se puede ver un incremento del 15% en la resistencia del material, comparado con los resultados de un tratamiento convencional de temple y revenido en el grado A, esto es debido a que este material tiene elementos tales como Nb, V, que provocan el mecanismo de endurecimiento por precipitados, pero su principal mecanismo de endurecimiento es por medio de la transformación de fases.

En las condiciones 4-6 del grado B, se puede ver un incremento en la resistencia del material de hasta un $\approx 28\%$, correspondiente a la condición 5, donde la temperatura de revenido (T_2) de esta condición es la que obtuvo el incremento más alto en el esfuerzo de cedencia en este grado, este incremento en la resistencia puede deberse al contenido de microaleantes tales como el V, Nb y Ti, así como el N y C que están presentes en la química de este grado y que ayudan a formar carburos y carbunitruros, permitiendo incrementar la resistencia.

Como se puede ver en la tabla 4.1, se obtuvieron incrementos en la resistencia del material grado D de hasta un $\approx 40\%$ en el esfuerzo de cedencia, debido a que el contenido de los microaleantes de este material (Nb, V principalmente) reaccionan de igual manera con el contenido de N y C como principal mecanismo de endurecimiento, además, se pudo lograr la resistencia más alta de los 4 grados de acero HSLA utilizados, por su mayor porcentaje en sus elementos principales.

La figura 4.1 muestra los esfuerzos de cedencia de los grados B y D, los caules presentaron una mayor resistencia a la temperatura T2, obdeciendo al principio de endurecimiento de este tipo de materiales, donde a determinadas temperaturas de revenido o envejecido se obtienen diferentes valores de resistencia del material que al graficarlos se puede apreciar la tendencia de los resultados en forma de campana.

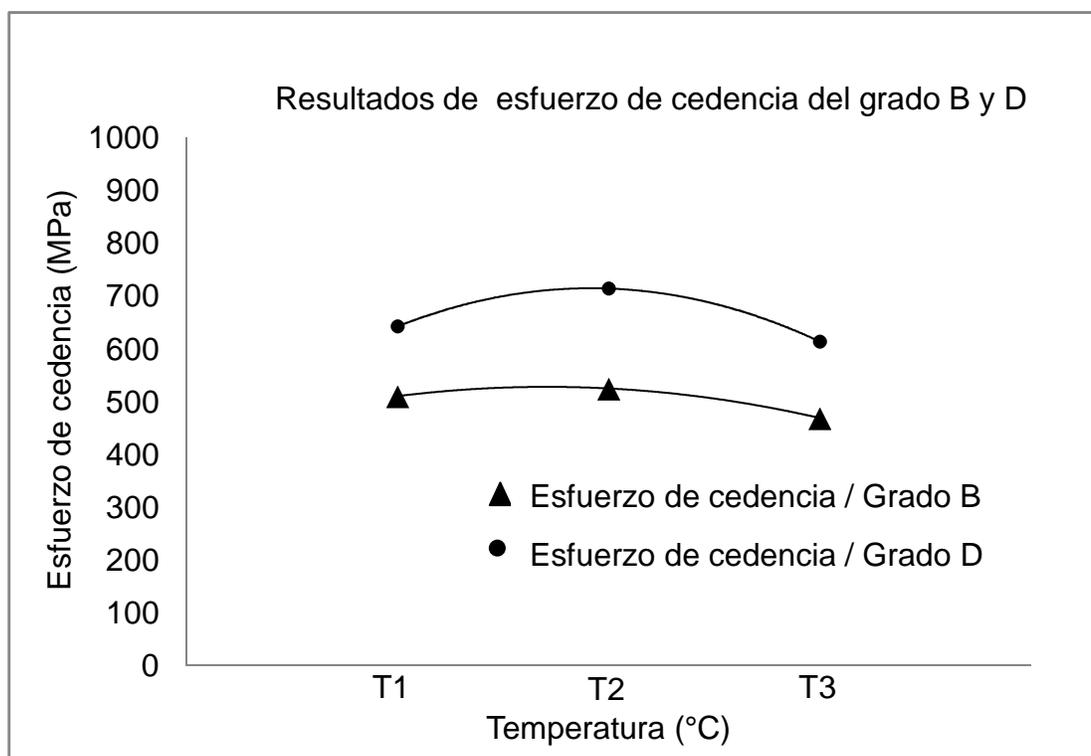


Figura 4.1 Gráfica de la tendencia de los resultados de esfuerzo de cedencia en los grados B y D de la Etapa I.

Segunda etapa

En la tabla 4.3 se muestran los resultados de los ensayos mecánicos de tensión de las diferentes muestras de la segunda etapa.

Tabla 4.3 Resultados de los ensayos de tensión de las diferentes condiciones del proceso termo-mecánico de la Etapa II.

GRADO	CONDICIÓN (ETAPA II)	ESFUERZO ULTIMO DE TENSIÓN (MPa)	ESFUERZO DE CEDENCIA (MPa)	REDUCCIÓN AL ÁREA (%)	ELONGACIÓN (%)
B	CONDICIÓN 10	636	461	72	27
B	CONDICIÓN 11	623	483	39	21
B	CONDICIÓN 12	714	553	70	25
B	CONDICIÓN 13	681	510	41	17
B	CONDICIÓN 14	601	468	70	30
B	CONDICIÓN 15	688	538	74	24
B	CONDICIÓN 16	594	444	70	27
B	CONDICIÓN 17	634	513	73	29

Los resultados de resistencia que se muestran en esta segunda etapa correspondientes al grado B, el incremento oscila entre el 16% hasta el 32%. Este incremento al igual que en la primer etapa, es generado principalmente por el mecanismo de endurecimiento por precipitados. Las temperaturas asociadas al fenómeno de solución de los elementos microaleantes de estos materiales es

a partir de los 1000°C, por lo tanto se puede ver un incremento en la resistencia al templar desde estas temperaturas desolución. Por otro lado, es posible que el tiempo de enfriamiento provoque la variación en la resistencia de las diferentes condiciones en esta etapa, además es posible observar una diferencia en la tenacidad de las primeras 4 condiciones (condición 10 -13) comparadas con las últimas 4 condiciones (condición 14-17).

Tercera etapa

En la tabla 4.4 se muestran los resultados de los ensayos de tensión de la etapa tres del estudio, donde se puede ver un incremento en el esfuerzo de cedencia del material grado C.

Tabla 4.4 Resultados de los ensayos de tensión de las diferentes condiciones de solubilizado en el material grado "C".

GRADO	CONDICIÓN (ETAPA III)	ESFUERZO ULTIMO DE TENSIÓN (MPa)	ESFUERZO DE CEDENCIA (MPa)	REDUCCIÓN AL ÁREA (%)	ELONGACIÓN (%)
C	CONDICIÓN 18	605	454	59	30
C	CONDICIÓN 19	600	463	72	31
C	CONDICIÓN 20	558	421	74	34
C	CONDICIÓN 21	656	516	54	25
C	CONDICIÓN 22	652	508	61	27
C	CONDICIÓN 23	595	465	63	29
C	CONDICIÓN 24	705	563	41	20
C	CONDICIÓN 25	669	558	62	26
C	CONDICIÓN 26	622	510	58	25
C	CONDICIÓN 27	717	583	38	17
C	CONDICIÓN 28	705	595	55	25
C	CONDICIÓN 29	624	502	56	25

Se puede ver un efecto en la resistencia del material a medida que se incrementa la temperatura de solubilizado de este material, donde los valores más altos están presentes a temperaturas de solubilizado T8. Este aumento fue de un $\approx 37\%$. En la figura 4.2 se observa gráficamente este incremento desde temperaturas de 900°C hasta temperaturas de T8.

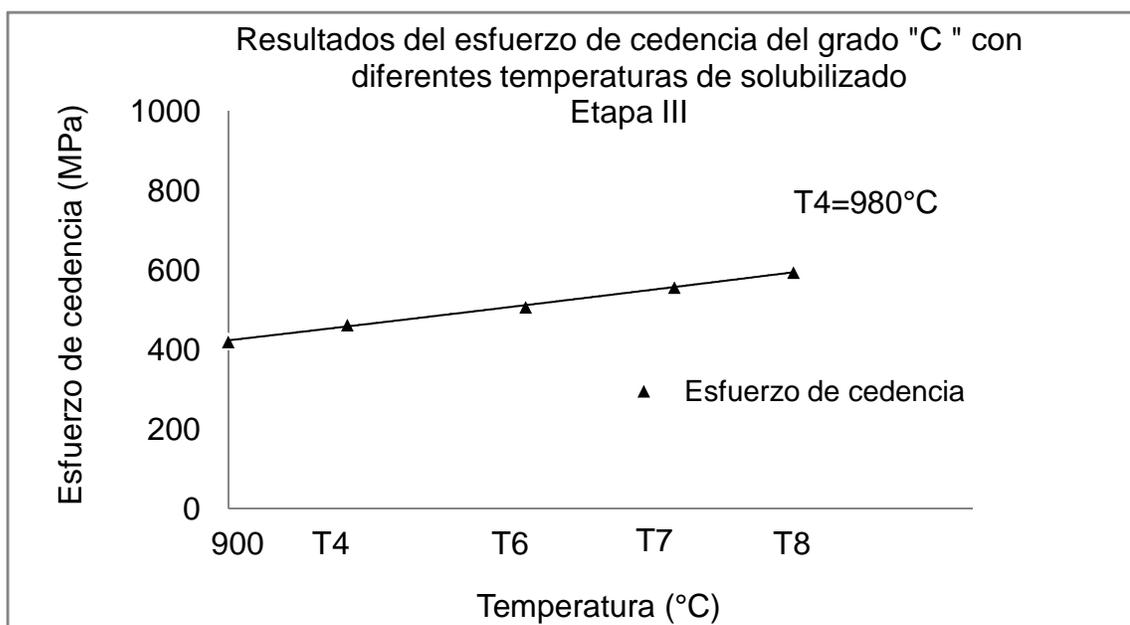


Figura 4.2 Gráfica de tendencia de los resultados de esfuerzo de cedencia en el grado "C" a diferentes temperaturas de solubilizado de la Etapa III

4.1.2 Ensayo de impacto

Primera etapa

La tabla 4.5 se muestran los resultados del ensayo de impacto de cada una de las condiciones 1-9, donde se determinó una disminución en los valores de tenacidad del material comparadas con los valores convencionales de tensión e impacto obtenidos con un tratamiento de temple a 900°C y revenido a diferentes temperaturas (T1, T2 y T3) mostrados en la tabla 4.6.

Tabla 4.5 Resultados de los ensayos de impacto de las diferentes condiciones de Etapa I.

GRADO	CONDICIÓN (ETAPA I)	Revenido	Energía (Joule) @ -46°C			
			Valor 1	Valor 2	Valor 3	Promedio
A	CONDICIÓN 1	T1	26	27	12	22
A	CONDICIÓN 2	T2	16	7	4	9
A	CONDICIÓN 3	T3	4	15	5	8
B	CONDICIÓN 4	T1	18	10	26	18
B	CONDICIÓN 5	T2	10	16	8	11
B	CONDICIÓN 6	T3	7	10	10	9
D	CONDICIÓN 7	T1	5	4	4	5
D	CONDICIÓN 8	T2	4	4	5	5
D	CONDICIÓN 9	T3	5	5	7	6

Tabla 4.6 Resultados del ensayo de impacto del proceso convencional de temple y revenido (Temple -900°C-enfriamiento en agua y Revenido- a T1, T2 y T3 enfriamiento al aire).

GRADO	CONDICIÓN	Revenido	Energía (Joule) @ -46°C Promedio
A	TEMPLE Y REVENIDO	T1	172
A	TEMPLE Y REVENIDO	T2	203
A	TEMPLE Y REVENIDO	T3	152
B	TEMPLE Y REVENIDO	T1	126
B	TEMPLE Y REVENIDO	T2	36
B	TEMPLE Y REVENIDO	T3	29
D	TEMPLE Y REVENIDO	T1	126
D	TEMPLE Y REVENIDO	T2	109
D	TEMPLE Y REVENIDO	T3	101

Segunda etapa

En la tabla 4.7 se muestra el resultado de los valores de energía de la condición 10-17 de la segunda etapa, donde las condiciones 14-17 con el proceso de re-austenizado y envejecido tienen un incremento en los valores de energía, comparado con las condiciones 10-13 que solo tienen el proceso termo-mecánico.

La mejora en los valores de energía mediante el re-austenizado y revenido posterior al proceso termo-mecánico (condiciones 14-17) fue en promedio 46.1 joules. Esta mejora en los valores de energía, se debe principalmente al refinamiento de grano durante el re-austenizado. Los precipitados de V y Nb juegan un papel muy importante en este proceso, por que durante el recalentamiento, estos elementos impiden el crecimiento de grano, ayudando a obtener una estructura mas refinada y con mejores resultado de tenacidad en el material.

En la figura 4.3 se gráficaron los resultados de energía ensayados a diferentes temperaturas (25°C, 0°C, -10°C, -20°C, -30°C y -46°C), donde se puede ver que a mayores temperaturas en el ensayo de impacto el valor de energía incrementa.

Tabla 4.7 Resultados de los ensayos de impacto de las diferentes condiciones de la Etapa II.

CONDICIÓN 10		Energía (Joule)			
Temperatura (°C)	Impacto 1	Impacto 2	Impacto 3	Promedio	
25	88	41	46	58	
0	22	10	5	12	
-10	15	12	8	12	
-20	5	5	7	6	
-30	5	11	5	7	
-46	4	4	4	4	

CONDICIÓN 11		Energía (Joule)			
Temperatura (°C)	Impacto 1	Impacto 2	Impacto 3	Promedio	
25	73	86	22	60	
0	76	88	76	80	
-10	22	39	15	25	
-20	15	38	31	28	
-30	15	11	8	11	
-46	4	7	10	7	

CONDICIÓN 12		Energía (Joule)			
Temperatura (°C)	Impacto 1	Impacto 2	Impacto 3	Promedio	
25	37	76	41	51	
0	27	20	41	29	
-10	29	23	14	22	
-20	12	19	8	13	
-30	29	11	19	19	
-46	11	19	8	13	

CONDICIÓN 13		Energía (Joule)			
Temperatura (°C)	Impacto 1	Impacto 2	Impacto 3	Promedio	
25	68	27	45	47	
0	38	26	37	34	
-10	26	26	38	30	
-20	23	24	14	20	
-30	18	12	8	13	
-46	15	14	14	14	

CONDICIÓN 14		Energía (Joule)			
Temperatura (°C)	Impacto 1	Impacto 2	Impacto 3	Promedio	
25	160	214	204	193	
0	174	174	186	178	
-10	91	135	125	117	
-20	56	147	41	81	
-30	165	173	165	167	
-46	27	19	57	34	

CONDICIÓN 15		Energía (Joule)			
Temperatura (°C)	Impacto 1	Impacto 2	Impacto 3	Promedio	
25	180	205	209	198	
0	101	57	186	115	
-10	121	173	136	143	
-20	146	126	151	141	
-30	50	112	58	73	
-46	49	71	65	62	

CONDICIÓN 16		Energía (Joule)			
Temperatura (°C)	Impacto 1	Impacto 2	Impacto 3	Promedio	
25	219	204	199	207	
0	163	173	192	176	
-10	174	162	170	169	
-20	159	158	159	159	
-30	41	24	87	51	
-46	53	35	122	70	

CONDICIÓN 17		Energía (Joule)			
Temperatura (°C)	Impacto 1	Impacto 2	Impacto 3	Promedio	
25	178	173	199	183	
0	177	167	132	159	
-10	200	174	170	181	
-20	148	92	41	94	
-30	75	139	121	112	
-46	23	20	16	20	

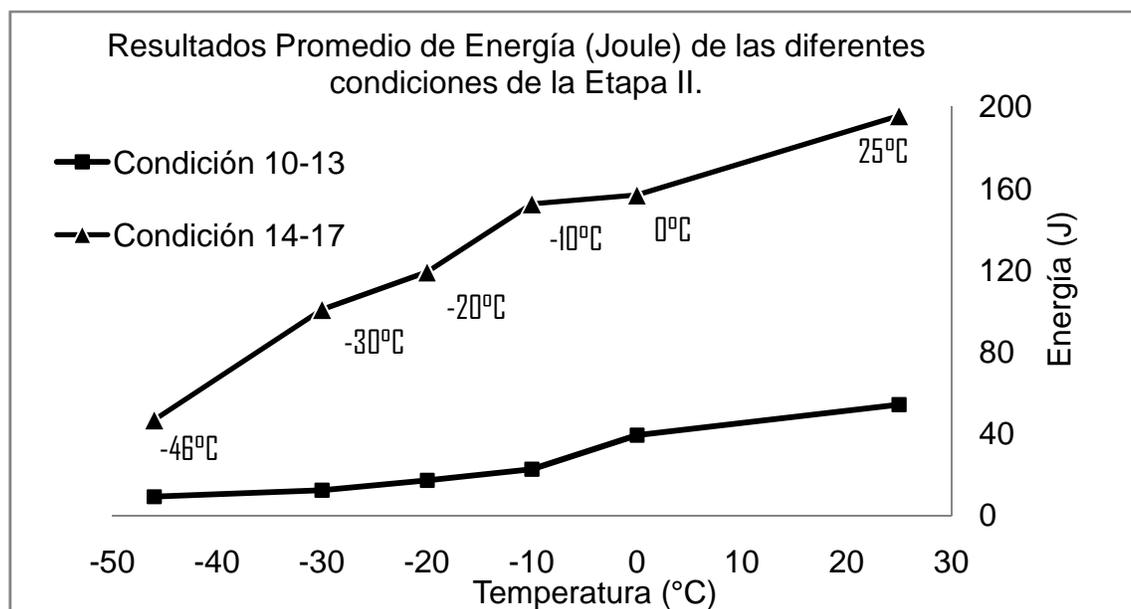


Figura 4.3 Gráfica del promedio de los resultados de energía de las diferentes condiciones de proceso termo-mecánico a diferentes temperatura de prueba de la Etapa II (25°C, 0°C, -10°C, -20°C, -30°C y -46°C).

Tercera etapa

En la tabla 4.8 se muestran los resultados de los ensayos de impacto de las diferentes condiciones de la tercera etapa (18-29). En esta tabla se puede ver que el aumento de la temperatura de solubilizado tiene un impacto en la tenacidad de material.

En la figura 4.4 se compara de manera gráfica los resultados de tensión vs impacto de las diferentes muestras de la tercera etapa, en esta se puede ver la caída de la tenacidad del material conforme se aumenta la temperatura del solubilizado.

Tabla 4.8 Resultados de los ensayos de impacto de las diferentes condiciones de la tercera etapa del diseño.

GRADO	CONDICIÓN (ETAPA III)	Energía (Joule) @ -46°C			
		Valor 1	Valor 2	Valor 3	Promedio
C	CONDICIÓN 18	11	53	31	32
C	CONDICIÓN 19	35	49	14	33
C	CONDICIÓN 20	94	24	20	46
C	CONDICIÓN 21	15	19	38	24
C	CONDICIÓN 22	15	12	12	13
C	CONDICIÓN 23	15	72	12	33
C	CONDICIÓN 24	16	8	18	14
C	CONDICIÓN 25	10	7	11	9
C	CONDICIÓN 26	8	15	10	11
C	CONDICIÓN 27	11	7	8	9
C	CONDICIÓN 28	12	8	11	10
C	CONDICIÓN 29	14	14	8	12

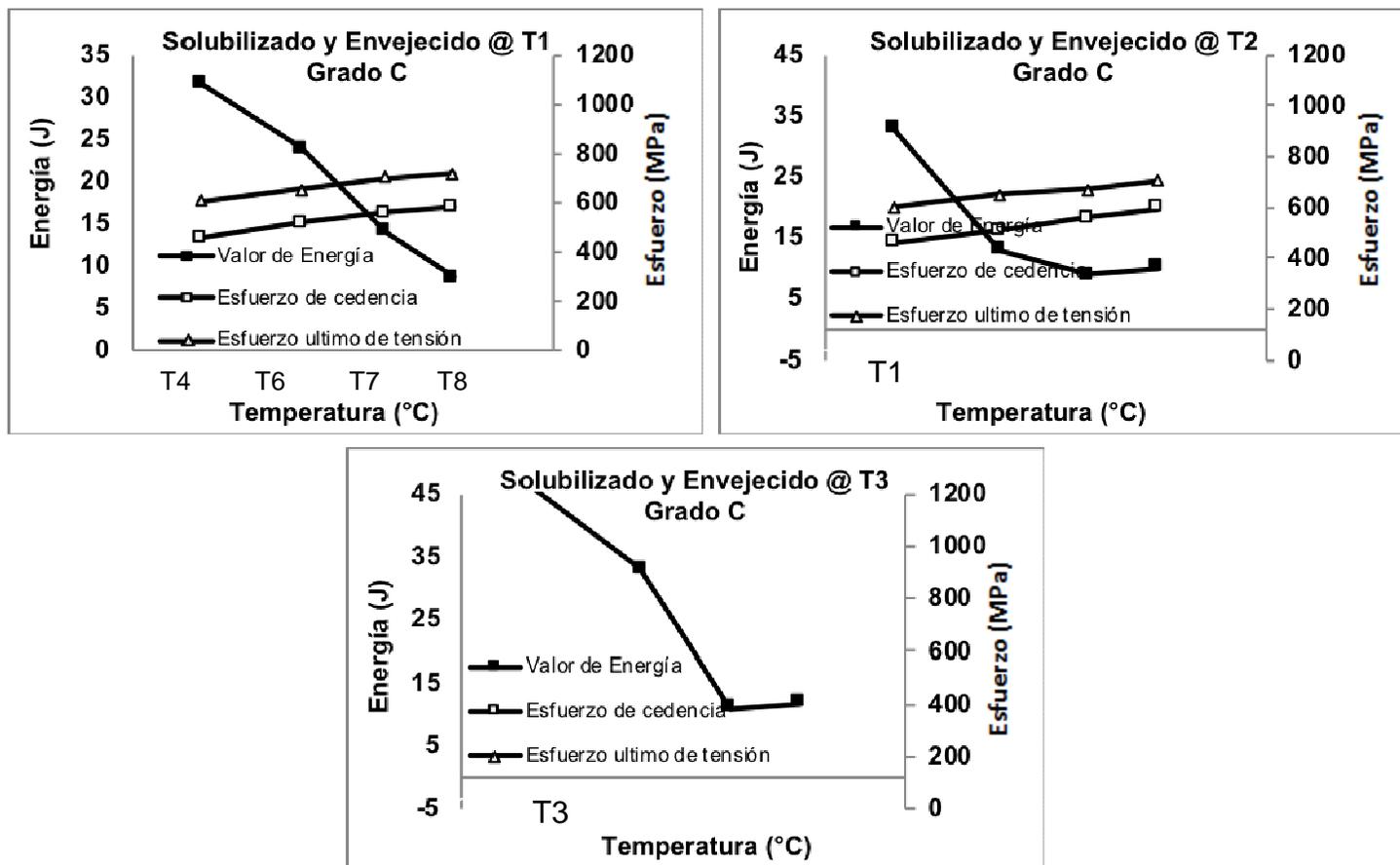


Figura 4.4 Gráfica de tendencia de los resultados de resistencia y tenacidad del grado C a diferentes temperaturas de Solubilizado y de revenido: T1, T2 y T3.

4.1.3 Ensayo de dureza

Primera etapa

En la figura 4.5 se muestran los resultados de dureza de las diferentes grados de acero, comparandolos con muestras templadas a 900°C y revenidas a las tres diferentes temperaturas utilizadas de T1, T2 y T3, donde se puede ver

que el incremento de dureza en las diferentes muestras de la primer etapa es debido al tratamiento termo-mecánico.

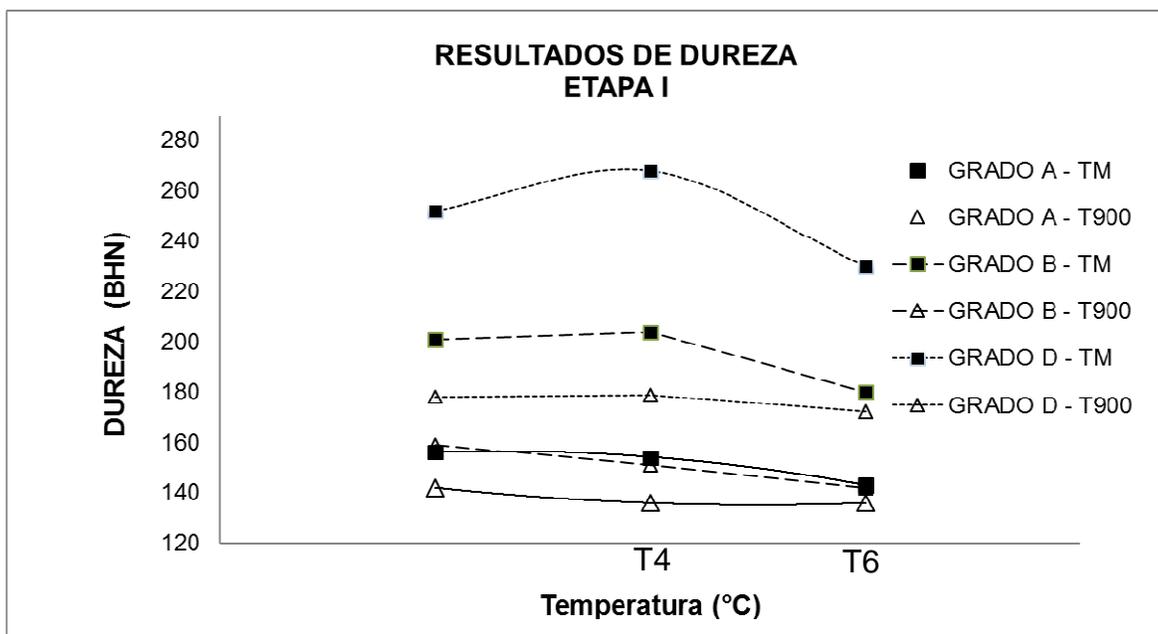


Figura 4.5 Gráficas exponenciales de dureza de los diferentes grados de acero de la etapa I, comparados contra las durezas de un temple a 900°C tomado como referencia en cada uno de los grados de estudio.

Segunda etapa

En la figura 4.6 se muestra los resultados de dureza de la segunda etapa, donde se comparan con los resultados de esfuerzo de cedencia, y se observa que el incremento en el esfuerzo de cedencia es proporcional al incremento de dureza.

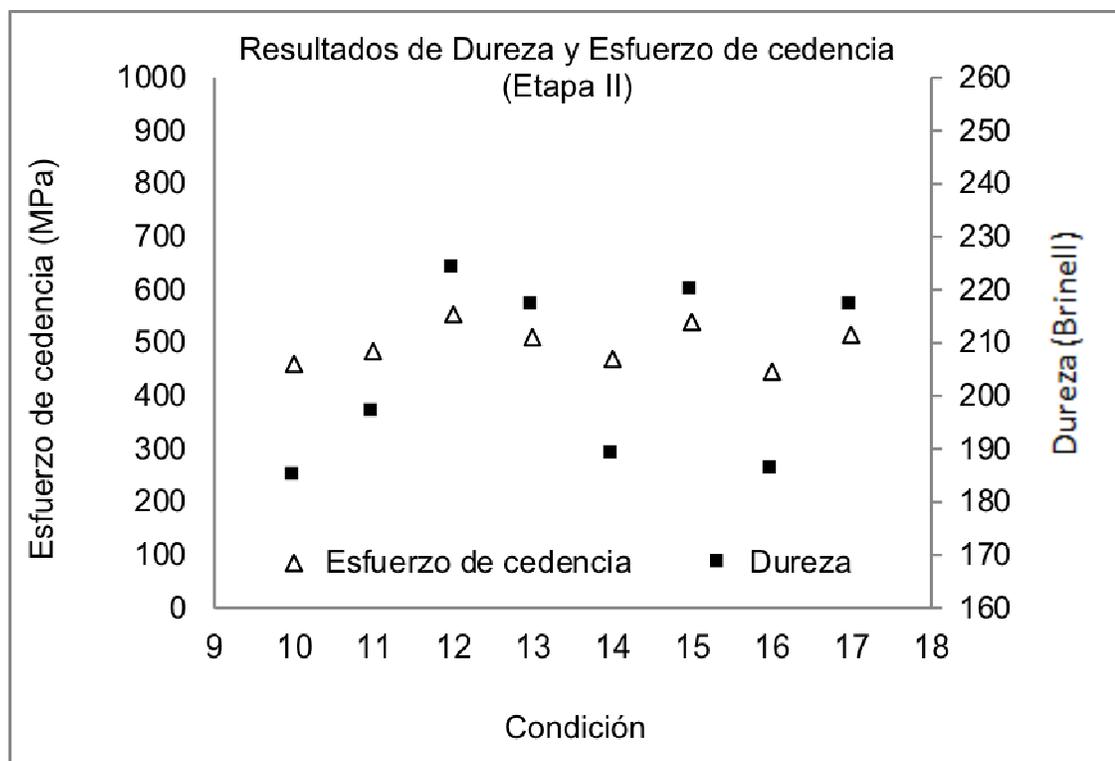


Figura 4.6 Grafica de los resultados de dureza y esfuerzo de cedencia de los diferentes condiciones del proceso termo-mecánico de la Etapa II.

Tercera etapa

La figura 4.7 muestra el gráfico con los resultados de dureza de las diferentes condiciones de solubilizado y revenido, donde se observa un incremento de dureza conforme se aumenta la temperatura de solubilizado. Además, la temperatura de revenido con el mejor resultado de dureza es a temperaturas de revenido de T1.

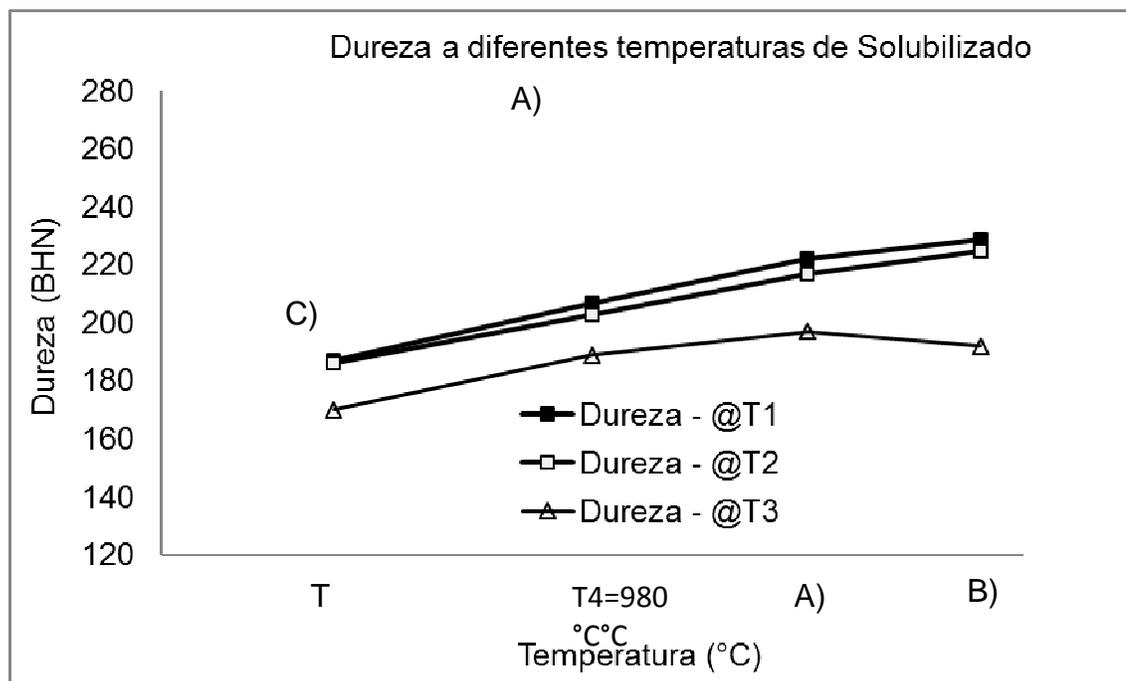


Figura 4.7 Gráfica de los resultados de dureza de los diferentes condiciones de solubilizado de la Etapa III.

4.2. Microscopia óptica

Primera etapa

Se realizaron metalografías de los tres grados (A, B y D), en la condición de revenido T2. En la imagen (A) de la figura 4.8 las fases presentes en esta microestructura son principalmente bandas de ferrita y perlita.

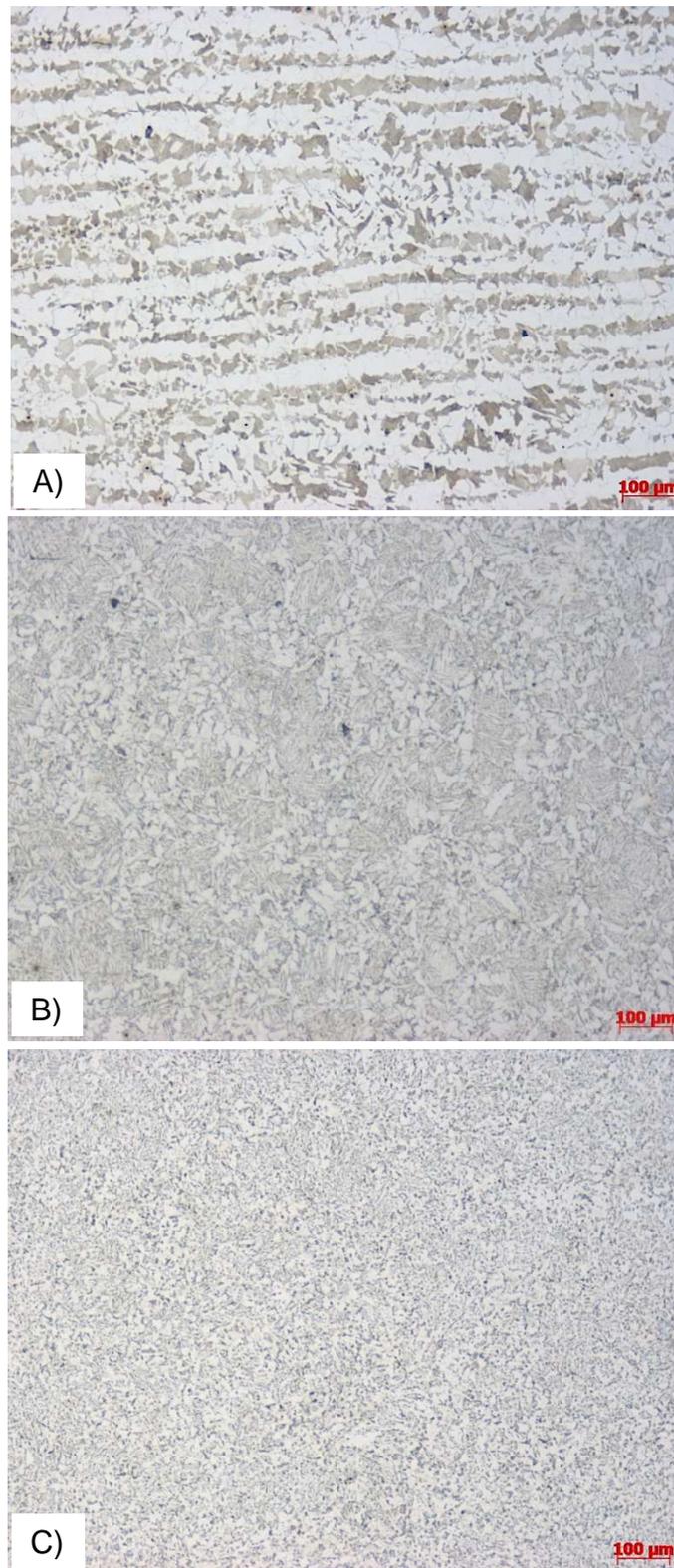


Figura 4.8 Microestructuras de los grados grado A, B y D de la Etapa I con revenido T2, tomadas a 100x en el microscopio óptico y atacada con Nital al 2%.

En la imagen (B) de la figura 4.8 se muestra la microestructura del grado B, donde se puede observar en la microestructura dos fases presentes bainita-ferrita principalmente y pequeños precipitados dentro de fase ferrita, así como en las fronteras de la matriz de bainita. Debido a las fases presentes y precipitados en las fronteras de grano, es posible tener una mayor resistencia en el material.

La imagen (C) de la figura 4.10 se muestra la microestructura del grado D de igual temperatura de revenido T2, donde se encontró una estructura más refinada y con un mayor número de precipitados en las fronteras de grano y dentro de la fase ferrita. La fase ferrita se encuentra posicionada de igual que los precipitados en las fronteras de una matriz de bainita.

Segunda Etapa

Se realizó el análisis metalográfico de 4 condiciones de esta etapa del proceso del grado B (grado X-52), con la finalidad de ver el cambio de microestructura antes y después del proceso termo-mecánico.

En la imagen (a) de la figura 4.11 se muestra la microestructura de la condición 10 del proceso con bajo tiempo de enfriamiento en agua después del rolado; en esta figura se puede apreciar una matriz de ferrita con presencia de agujas gruesas de bainita dentro de la matriz de ferrita, esto es debido a la condición de enfriamiento (0.5 minuto de sumergido).

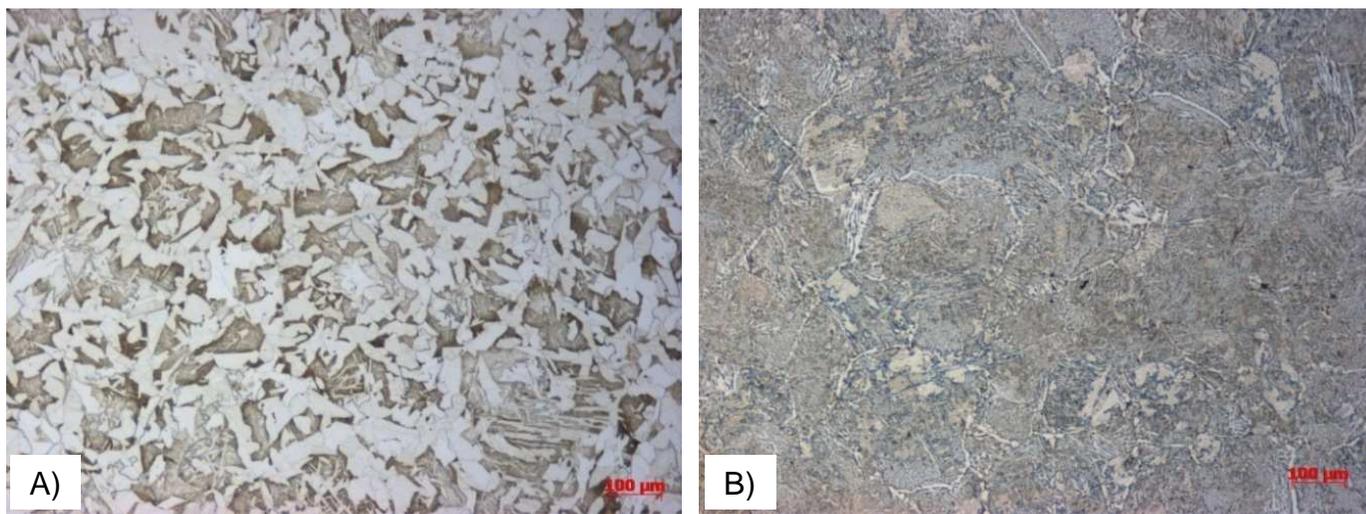


Figura 4.9 Microestructura de la condición 10 y 13 del grado B, tomada a 100x en el microscopio óptico, atacada con Nital al 2%.

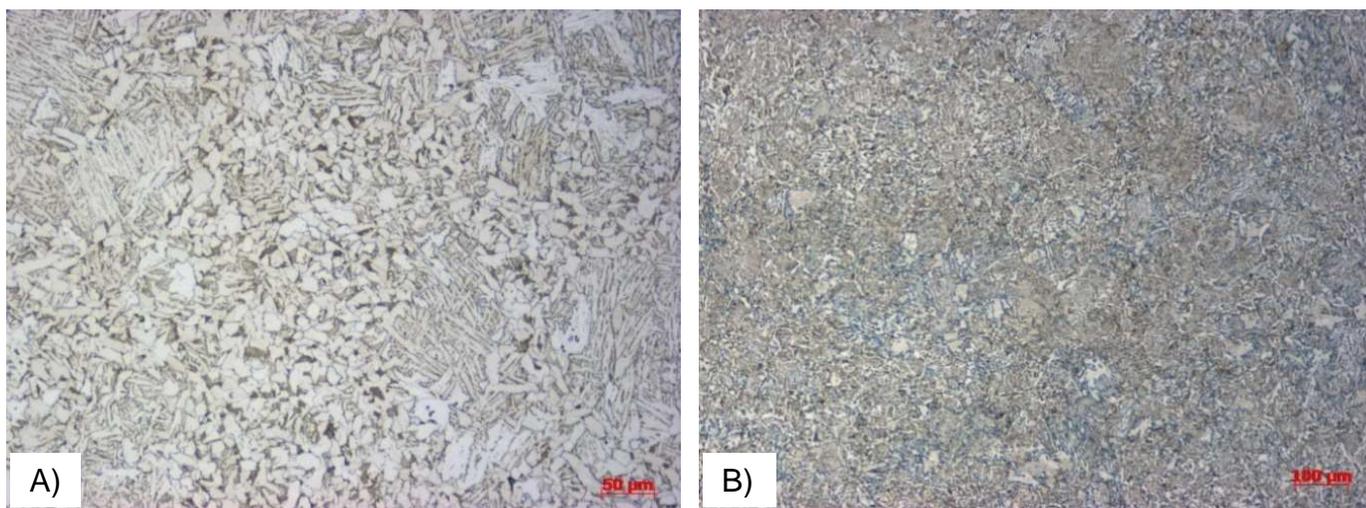


Figura 4.10 Microestructura de la condición 14 y 17 del acero grado B, tomada a 100x en el microscopio óptico, atacada con Nital al 2%.

La imagen (B) de la misma figura 4.11 se muestra la microestructura de la condición 13 de la primer etapa del proceso termo-mecánico, donde se puede ver una condición diferente de enfriamiento dado que la microestructura presenta una matriz de bainita con presencia de ferrita en los límites de grano y algunas islas de ferrita gruesa dentro de la matriz de bainita. Este efecto está relacionado en gran medida a una mejor condición de enfriamiento del material ayudando a obtener una mayor resistencia.

La imagen (A) de la figura 4.12 se muestra la microestructura de la condición 14 del proceso termo-mecánico, donde se puede apreciar un cambio en la matriz del material. Comparando la condición 10 y 14, mostradas en la figura 4.11 y 4.12 respectivamente, la matriz de la microestructura pasó de ferrita a bainita, con presencia de ferrita gruesa en las fronteras de grano. Esto es posible debido al incremento en el tiempo de enfriamiento en el material durante la segunda etapa del proceso, ayudando a obtener un mejor resultado en la microestructura del material. Esta fase bainita en la microestructura ayudó a mejorar los resultados de tenacidad en el del material, manteniendo los valores altos en el esfuerzo de cedencia y en el esfuerzo último de tensión.

En la imagen (B) de la figura 4.12 se muestra la microestructura de la condición 17, la cual presenta una estructura más refinada, comparando con la microestructura de la condición 13. El proceso de reaustenizado después del enfriamiento previo en forja dieron como resultado una estructura más fina de igual fases (bainita-ferrita-perlita), por consecuencia hay un incremento en los resultados de resistencia y tenacidad en el material mostrados en la tabla 4.3

(resultados de tensión) y 4.7 (resultados de impacto), por lo tanto se amplió el uso de este grado B en requerimientos del esfuerzo ultimo de cedencia mayores a 448 MPa y de tenacidad mediante las condiciones de proceso 14-17.

Tercera Etapa

En la imagen (A) de la figura 4.13 se muestra la microestructura de la condición 19 del grado D, donde se puede ver una estructura bainita con precipitados en las fronteras de grano, estas fase presentes (Bainita-Ferrita) ayudan a obtener un mejor resultado de resistencia en el material, sumado a al trabajo que realizan los precipitados en la microestructura, permiten tener mayor refinamiento en la microestructura ayudando a tener buena tenacidad en el material.

La imagen (B) de esta misma figura 4.13 se muestra la microestructura de la condición 22 del mismo grado D, con temperatura de revenido de T2, obteniendo una estructura bainitica y ferrita en las fronteras de grano grueso con pequeños precipitados dentro de la ferrita y sobre las fronteras de grano.

En la imagen (C) de la figura 4.13 se pudo observar agujas gruesas de bainita con ferrita en las fronteras de grano, la estructura gruesa que se pudo apreciar en esta condición 28, es debido a la alta temperatura de T8 utilizada. Esta estructura provoca una disminución considerable en los resultados de tenacidad del material, de acuerdo a los resultados mecanicos de la tabla 4.8.

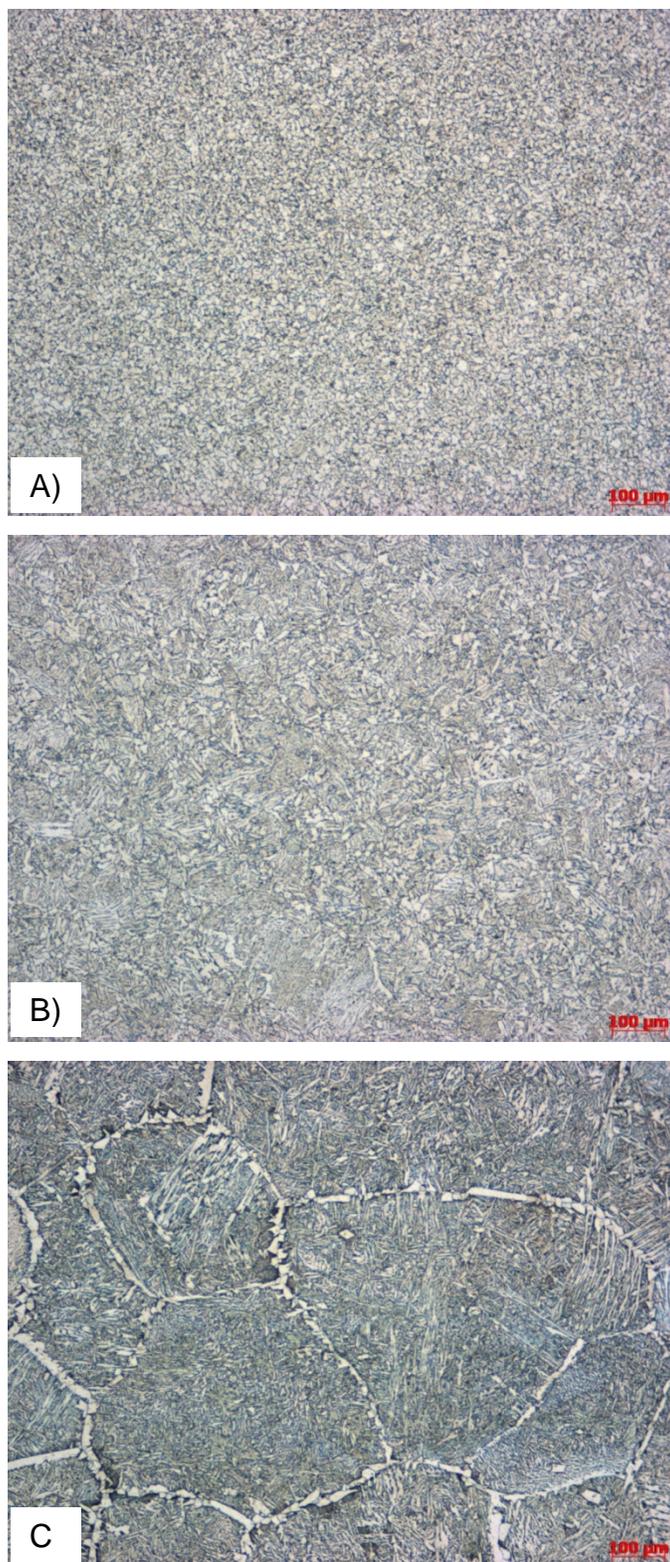


Figura 4.11 Microestructura de las condiciones 19, 22 y 28 del acero grado D (Temperatura de solubilizado de T6), tomada a 100x en el microscopio óptico, atacada con Nital al 2%)

CAPITULO 5

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 Conclusiones

- 1 En los grados A, B y D utilizados en este estudio, se logró un incremento en el esfuerzo de cedencia del 15%, 33% y 64% respectivamente, comparado con los resultados de un tratamiento convencional de temple y revenido, este aumento en la resistencia fue posible mediante el tratamiento termo-mecánico y enfriamiento acelerado del material después de forja, pero esto a expensas de la caída de los valores de tenacidad en el material (grado A <69% y 96% en los grados B y D).
- 2 En el material grado B (X-52) durante la segunda etapa del proceso, fue posible obtener resultados de tenacidad de 37 J en promedio, y un aumento en el esfuerzo de cedencia de un 31% comparado de igual manera con los resultados de un temple y revenido convencional en este grado de acero HSLA, esto se da gracias al enfriamiento en agua desde una temperatura de T5 y envejecido a temperatura de T2, en el material previamente sometido a un enfriamiento acelerado después de forja.

- 3 En el material grado C (X-60), se logró incrementar el valor de esfuerzo de cedencia en rango de 9-44% utilizando temperaturas de solubilización de T4, T6, T7 y T8, en el cual se pudo observar que entre mayor sea la temperatura de austenizado el incremento en la resistencia y disminución en la tenacidad ocurre, obteniendo valores de energía de 11-37 J.
- 4 Mediante los resultados obtenidos de esfuerzo de cedencia de las tres diferentes temperaturas de revenido (T1, T2 y T3) en los diferentes grados HSLA, se pudo observar que en estos materiales el tratamiento de revenido obedecía más a un tratamiento de envejecido, esto debido al incremento presentado en la resistencia de T1 a T2 en rango del 2-11% en ambos grados y la disminución de la resistencia a temperatura de T3 de un 6-16%.
- 5 Los resultados de dureza de los grados B y D fueron obedeciendo al incremento de la resistencia del material, donde se pudo observar el punto más alto en dureza a temperatura de revenido de T2 en ambos grados (204-268 HB respectivamente).
- 6 En los grados B y D se pudo observar las mismas fases bainita-ferrita, bajo las mismas condiciones de proceso termo-mecánico y enfriamiento acelerado después de forja, donde la diferencia principal en ambos grados radica en el refinamiento en la estructura presente en el grado D, mientras que en el grado A de iguales condiciones de proceso, se logró observar las fases ferrita-perlita.
- 7 Gracias a la microestructura encontrada después del enfriamiento acelerado y posterior a un enfriamiento en agua a temperaturas de re-austenizado de T5, se pudo observar que es posible tener un refinamiento en la estructura en el material grado B (X-52) bajo estas condiciones, esto permitió incrementar los valores de tenacidad un 83% en promedio.

5.2 Recomendaciones y trabajos futuros

Una investigación como la presente siempre abre nuevas perspectivas a continuar. Algunas respuestas llevaron a nuevas preguntas, por lo que se recomienda lo siguiente:

- a) Se recomienda utilizar un tratamiento de solubilizado a temperaturas de T5 en los materiales similares al grado B previamente enfriado en agua después de forja, con el objetivo de ayudar a incrementar la tenacidad del material, esto es debido a que los valores obtenidos en esta condición de enfriamiento después de forja en esta investigación están en rango de 4-14J.
- b) En el presente estudio se utilizaron materiales HSLA con elementos microaleantes tales como el V (rango 0.001-0.064) y Nb (rango 0.001-0.038), el cual se recomienda utilizar porcentajes más altos en estos elementos, con el objetivo de evaluar los resultados en la resistencia del material y además, estudiar la forma, tipo y localización de los precipitados que se pudieran generar antes y después de un re-austenizado.
- c) La temperatura de solubilizado (T5) utilizada en el grado B de esta investigación posterior al enfriamiento acelerado en forja, fue basada en estudios posteriores de procesos termo-mecánicos, por lo cual también se recomienda utilizar temperatura de solubilizado menor y mayor a T5, para ver el efecto en la resistencia y tenacidad del material.
- d) Realizar un estudio de la cinética de crecimiento de grano austenítico durante las operaciones de forja y rolado en caliente de anillos con estos tipos de aceros.
- e) Realizar un estudio sobre la cinética de difusión de V, V y N en las fronteras de grano para este tipo de acero.

REFERENCIAS

1. ASM International. High-strength low-alloy steels. The Materials information society, code 06117G, 2001. (s.f.).
2. Baker, T.N. Processes, microstructure and properties of vanadium microalloyed steels. *Materials Science and Technology*, 25 (9). pp. 1083-1107. ISSN 0267-0836. (s.f.).
3. BAKKALOGLU, A. Effect of processing parameters on the microstructure and properties of an Nb microalloyed steel. Department of Metallurgical and Materials Engineering. pp: 263-272. 2002. (s.f.).
4. C, C. R. (2012). Phase transformations in microalloyed high strength low alloy (HSLA) steels. *Metals and Surface Engineering*, 153-212.
5. COCHRANE, R.C. Phase transformations in microalloyed high strength low alloy (HSLA) steels, conference, Cap. 6, Woodhead Publishing Limited, 2012. (s.f.).
6. COTA, A. B. Simulation of the controlled rolling and accelerated cooling of a bainitic steel using torsion testing, *Journal of Materials Processing Technology*, 156-162, 2000. . (s.f.).
7. DeARDO, A. (1988). ACCELERATED COOLING A . 27, No 2, pp. 141-154 (2).
8. DUNNE, D.P. Interaction of precipitation with recrystallization and phase transformation in low alloy steels, *Materials Science and Technology*, Vol. 26, 2010. (s.f.).

9. GARCIA J.O. Ultrafine grained HSLA steels for cold forming. Journal of Iron and steel research, International. pp: 50-56. 2010. (s.f.).
10. González, R. (s.f.). Room Temperature and High Temperature Mechanical Behavior of Ultrafine Grain Steel.
11. (González, R., Room Temperature and High Temperature Mechanical Behavior of Ultrafine Grain Steel, Journal of HT, ASM, pp 103-15, 2014.).
12. HILLENBRAND H. G. High strength line Pipe for project cost Reduction, EUROPIPE GmbH, Vol. 2 No. 1, Enero 2002 . (s.f.).
13. Li, X.L. Precipitation strengthening in titanium microalloyed high-strength steel plates with new generation-thermomechanical controlled processing (NG-TMCP), Journal of Alloys Compounds, 542-553, 2016. (s.f.).
14. MISHRA, D. K. (2014). Thermo-mechanical Processing of API-X60. ROURKELA: NATIONAL INSTITUTE OF TECHNOLOGY, ROURKELA.
15. OUCHI, C. (Received on November 14, 2000). Development of Steel Plates by Intensive Use of TMCP and Direct Quenching Processes . Sendai 980-8579.
16. Ouchi, Chiaki, Development of Steel Plates by Intensive Use of TMCP and Direct Quenching Processes , Department of Metallurgy, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Aramaki Aza Aoba, Aoba-ku, Received on November 14, 2000, Vols. Sendai 980-85. (s.f.).
17. SKUBISZ, P. Effect of direct cooling conditions on the microstructure and properties of hot-forged HSLA steels for mining applications, Materials and technology, 783-389, 2016. (s.f.).
18. STUART, H. The Properties and Processing of Microalloyed HSLA Steels, The Minerals, Metals & Materials Society, 1991. (s.f.).

19. ZHAO, Y.-I. (Received Apr. 16, 2010 Revision accepted Aug. 27, 2010).
Effect of direct quenching on microstructure and mechanical properties of medium-carbon Nb-bearing Steel.

INDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Efecto de las adiciones de Mn en el endurecimiento por precipitados en los aceros al V con una combinación base de C 0.08% y Si 0.30%. [1]	21
Tabla 2.2 Progreso histórico del PTM y mecanismo de endurecimiento utilizado. [6]].....	24
Tabla 2.3 Resultados de pruebas mecánicas de los diferentes tratamientos termo-mecánicos. [9]	28
Tabla 3.1 Composición química reportada por el proveedor del material HSLA.	34
Tabla 3.2 DOE del proceso termo-mecánico de las tres diferentes etapas de estudio.	44
Tabla 4.1 Resultados de los ensayos de tensión de las diferentes condiciones del proceso termo-mecánico de la primer etapa.....	46
Tabla 4.2 Resultados del ensayo de tensión del proceso convencional de temple y revenido (Temple -900°C- enfriamiento en agua y Revenido- 620°C- enfriamiento al aire).....	46
Tabla 4.3 Resultados de los ensayos de tensión de las diferentes condiciones del proceso termo-mecánico de la segunda etapa.....	49
Tabla 4.4 Resultados de los ensayos de tensión de las diferentes condiciones de solubilizado en el material grado "C".	50
Tabla 4.5 Resultados de los ensayos de impacto de las diferentes condiciones de la primera etapa del diseño.	52
Tabla 4.6 Resultados del ensayo de impacto del proceso convencional de temple y revenido (Temple -900°C-	

enfriamiento en agua y Revenida- a T1, T2 y T3 enfriamiento al aire).....	52
Tabla 4.7 Resultados de los ensayos de impacto de las diferentes condiciones de la segunda etapa del diseño.....	54
Tabla 4.8 Resultados de los ensayos de impacto de las diferentes condiciones de la tercera etapa del diseño.	56

INDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Desarrollo de los aceros de alta resistencia para tuberías (Termo-mecánico (TM) y Termo-mecánico + enfriamiento acelerado)[1].	11
Figura 1.2 Microestructura típica de un normalizado grado X-65 (fases presentes en la microestructura es ferrita y perlita principalmente).....	12
Figura 2.1 Efecto de la velocidad de enfriamiento en el incremento del esfuerzo de cedencia debido al endurecimiento por precipitación de un acero al 0.15% de V[1].	20
Figura 2.2 Efecto de los precipitados y refinamiento de grano en las propiedades mecánicas de los aceros HSLA[4].	22
.Figura 2.3 Bosquejo de los diferentes procesos de tratamiento térmico[11].	27
Figura 3.1 Diseño de las diferentes pruebas de estudio termo-mecánico de los grados utilizados de HSLA, (a) primera etapa, (b) segunda etapa, (c) tercera etapa.	35
Figura 3.2 Diagrama de flujo posterior al tratamiento Termo-mecánico de los diferentes anillos de estudio, (a) primera etapa, (b) segunda etapa, (c) tercera etapa.	38
Figura 3.3 Máquina universal para ensayos de tensión.....	40
Figura 4.1 Gráfica de la tendencia de los resultados de esfuerzo de cedencia en los grados B y D de la Etapa I.....	48

Figura 4.2 Gráfica de tendencia de los resultados de esfuerzo de cedencia en el grado "C" a diferentes temperaturas de solubilizado de la Etapa III.....	51
Figura 4.3 Gráfica del promedio de los resultados de energía de las diferentes condiciones de proceso termo-mecánico a diferentes temperatura de prueba de la Etapa II (25°C, 0°C, -10°C, -20°C, -30°C y -46°C).....	55
Figura 4.4 Gráfica de tendencia de los resultados de resistencia y tenacidad del grado C a diferentes temperaturas de Solubilizado y de revenido: T1, T2 y T3.	57
Figura 4.5 Gráficas exponenciales de dureza de los diferentes grados de acero de la etapa I, comparados contra las durezas de un temple a 900°C tomado como referencia en cada uno de los grados de estudio.....	58
Figura 4.6 Gráfica de los resultados de dureza y esfuerzo de cedencia de los diferentes condiciones del proceso termo-mecánico de la Etapa II.....	59
Figura 4.7 Gráfica de los resultados de dureza de los diferentes condiciones de solubilizado de la Etapa III.....	60
Figura 4.8 Microestructuras de los grados grado A, B y D de la Etapa I con revenido T2, tomadas a 100x en el microscopio óptico y atacada con Nital al 2%.....	61
Figura 4.11 Microestructura de la condición 10 y 13 del grado B, tomada a 100x en el microscopio óptico, atacada con Nital al 2%.	63
Figura 4.12 Microestructura de la condición 14 y 17 del acero grado B, tomada a 100x en el microscopio óptico, atacada con Nital al 2%.	63

Figura 4.13 Microestructura de las condiciones 19, 22 y 28 del acero grado D (Temperatura de solubilizado de T6), tomada a 100x en el microscopio óptico, atacada con Nital al 2% 66