

RESPUESTA A TENSIÓN DEL ACERO AISI 1070 SOMETIDO A DOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DIFERENTES

DAIRO MESA, MAURICIO ZULUAGA

Estudiantes Línea de Profundización en Materiales Metálicos.

HORACIO SIERRA RESTREPO

Profesor Asociado. Universidad Nacional de Colombia-Medellín.

RESUMEN

Se analiza la relación σ_{el}/σ_{tr} del acero AISI 1070 para dos tratamientos térmicos diferentes: temple más revenido a alta temperatura y tratamiento isotérmico más un recocido subcrítico buscando obtener igual dureza con ambos tratamientos. Después de ensayos reiterativos con atmósfera y temperatura controladas se logró obtener igual dureza y microestructura semejantes: cementita globular en una matriz ferrítica. Se obtuvieron relaciones (σ_{el}/σ_{tr}), con valores coincidentes a los teóricos para el temple más revenido. Con el tratamiento isotérmico más recocido se obtuvieron valores de la relación (σ_{el}/σ_{tr}) más altos, sin cambios apreciables en la ductilidad para ambos.

PALABRAS CLAVES:

Temple, revenido, tratamiento isotérmico, recocido, relación σ_{el}/σ_{tr} .

ABSTRACT

The σ_{el}/σ_{tr} ratio is analyzed for a steel AISI 1070 with two different heat treatments: quenching plus tempering at high temperature and an isothermal heat treatment (to get fine pearlite) plus annealing trying to get the same level of hardness with both treatments. After different experiments with controlled environment and temperature, the same hardness was achieved and also similar microstructures were obtained: spheroidized cementite embedded in a ferritic matrix.

The σ_{el}/σ_{tr} ratios for the samples quenched and tempered were the same of those given by the literature.

On the other hand, higher σ_{el}/σ_{tr} ratios were obtained for the isothermal heat treatment plus annealing without appreciable changes in ductility.

KEY WORDS:

Quenching, tempering, isothermal treatment, annealing, σ_{el}/σ_{tr} ratio.

1. INTRODUCCIÓN

Tradicionalmente el tratamiento térmico de temple mas revenido es de común aplicación en aceros que requieren una elevada resistencia mecánica acompañada de una buena tenacidad; estas propiedades y una elevada relación límite elástico-resistencia a la tracción, según datos teóricos, hacen que estos aceros, así tratados, sean empleados en la construcción de piezas de máquinas sometidas a una alta exigencia mecánica como: altos esfuerzos, resistencia moderada al impacto y resistencia moderada al desgaste.

El problema principal de los aceros templados es la ocurrencia de altas distorsiones propias del cambio estructural debidas a las severas condiciones de enfriamiento, distorsiones que subsisten aún después del revenido. Lo anterior justifica analizar la posibilidad de utilizar un tratamiento isotérmico más un recocido, que combinados constituyen un tratamiento menos severo, con el cual las distorsiones producidas en el acero serían de una magnitud muy inferior.

El siguiente trabajo pretende comparar las propiedades mecánicas obtenidas en el acero AISI 1070 con ambos tratamientos térmicos y así demostrar

que se puede tilizar el tratamiento isotérmico más recocido en piezas de acero para aplicaciones industriales.

A continuación, se realiza una breve descripción de las transformaciones que se dan en ambos, lo cual permitirá identificar las diferencias en los rasgos microestructurales, los cuales son responsables del comportamiento elasto-plástico.

1.1 TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA

La martensita es el constituyente más duro de los aceros al carbono y los de media aleación. Se obtiene mediante el enfriamiento rápido desde una temperatura en la cual el acero se encuentra totalmente en fase austenítica de tal forma que se impide la difusión del carbono durante la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$. Su contenido de carbono es heredado directamente de la austenita y su dureza varía con el contenido de éste. La martensita no es una fase en equilibrio sino una red cristalina de transición que se hace más estable al revenirla.

La transformación martensítica se considera como una reacción de primer orden del estado sólido, la cual se efectúa por un mecanismo conocido como deformación de Bain¹ que consiste en el desplazamiento entre planos produciéndose un cambio de estructura cristalina de cúbica de cara centrada a cúbica de cuerpo centrado. Este mecanismo es no difusivo, es decir, no existe una combinación aleatoria de átomos, o que salten átomo por átomo a través de alguna intercara durante el cambio estructural. La cinética y la morfología están controladas por desplazamientos de planos debidos a esfuerzos quasi cortantes¹. La nucleación martensítica está representada por una disociación espontánea de grupos (apilamientos) preexistentes de dislocaciones en planos compactos, cuando la energía de apilamiento es suficientemente negativa.¹ La propia naturaleza de la red distorsionada de la transformación martensítica implica un aumento de energía por deformación, que debe ser compensado por un subenfriamiento para que esta prosiga, así pues, la martensita no puede obtenerse isotérmicamente y a cada temperatura inferior a M_s corresponde un porcentaje de austenita transformada a martensita.

1.2 REVENIDO

Debido a la alta fragilidad con la que queda el acero después de haber sido templado y la alta distorsión en su estructura; se hace necesario realizar un tratamiento térmico de revenido con el fin de aliviar en parte esas tensiones y conferirle al acero propiedades ingenieriles. El revenido se hace aprovechando el carácter metaestable de la martensita, la cual transforma, al incrementar la temperatura, en otros constituyentes más estables.

Durante el temple, el tránsito desde 300°C hasta 200°C toma unos 10 segundos y cerca del 90% de la austenita transforma a martensita. Durante este tiempo, átomos de carbono segregan en cadenas de dislocaciones o en las intercaras de las placas martensíticas que son regiones de más baja energía que las posiciones normales de la red. Este proceso se denomina autorevenido².

Los constituyentes normales en el proceso de revenido varían de acuerdo al intervalo de temperaturas que se utilice, por tal razón el revenido suele dividirse en cuatro etapas así³:

1.2.1. Primera etapa: (hasta 200°C). La martensita reduce su porcentaje de carbono a valores de 0.2-0.3% y cambia de tetragonal a cúbica de cuerpo centrado. Durante esta etapa, el carburo épsilon, hexagonal compacto con una relación de orientación (011) α // (0001) ϵ , precipita a 100°C como finas agujas paralelas, espaciadas muy cerca en direcciones <121> α . A temperaturas superiores a 100°C el carburo ϵ crece en forma de pequeños rodillos paralelos en direcciones <1120> ϵ // <010> α . A 150°C, se produce la coalescencia de estos rodillos y se da un nuevo cambio morfológico hacia carburos ϵ en forma de disco en los planos {100} α .⁴

1.2.2. Segunda etapa: (200°C - 400°C). a baja temperatura continúa la precipitación de carburos épsilon $Fe_{2.4}C$ y a medida que la temperatura se hace mayor, la composición se aproxima a Fe_3C ³. Debido a la inestabilidad térmica de la austenita retenida, esta se descompone en bainita, ubicando finas películas de carburos de hierro en las intercaras de las placas

mertensíticas, disminuyendo fuertemente la tenacidad⁵. Esto se conoce como el rango de fragilidad en azul³.

1.2.3. Tercera etapa: (400°C - 540°C). En esta etapa, se forma la cementita ortorrómbica (Fe_3C) de morfología acicular en la matriz ferrítica a temperaturas cercanas a 450°C y a medida que la temperatura se incrementa, la cementita crece en forma globular³.

1.2.4. Cuarta etapa: (540°C - 705°C). Se da el crecimiento de la cementita con morfología globular, incrementa el tamaño de partícula y se reduce su número, y se da la esferoidización de ella en la matriz ferrítica. En este rango, también se esferoidizan los carburos de la perlita y de la bainita.

En este rango de temperaturas, la dureza puede alcanzar su mínimo valor en contraste con la resistencia al impacto que alcanza su máximo valor. Niveles más bajos de resistencia a la tracción y de límite elástico son obtenidos con revenidos a altas temperaturas. Los aceros templados a martensita y revenidos producen relaciones de $\sigma_{el} / \sigma_{tr}$ entre 0.85 - 0.9 para todas las temperaturas de revenido.

Las estructuras perlíticas o bainíticas alcanzan valores tan bajos como 0.5 a valores iguales de dureza⁶.

En esta etapa, los aceros aleados presentan el fenómeno de endurecimiento secundario.

1.3 TRANSFORMACIÓN PERLÍTICA

Se ha establecido que el crecimiento de la perlita durante la transformación isotérmica de la austenita es siempre nodular. Estos nódulos se desarrollan y crecen desde un número de núcleos localizados en los límites de grano de la austenita previa, hasta que chocan unos contra otros formando colonias de láminas alternadas de ferrita y cementita, con una sola orientación por nódulo. El espaciamiento interlaminar depende sólo de la temperatura de transformación, siendo la perlita formada a más alta temperatura de mayor espaciamiento interlaminar debido a la baja velocidad de nucleación y rápida velocidad de crecimiento, formándose pocos nódulos de perlita gruesa⁷.

En cambio, la perlita formada a más bajas temperaturas es de espaciamiento interlaminar menor debido a que aumenta la velocidad de nucleación y disminuye la de crecimiento, formándose un mayor número de nódulos de perlita fina. Entre mayor sea el tamaño de grano austenítico, mayor será el tamaño de nódulos de perlita aunque este no influye en el espaciamiento interlaminar de ella. El espaciamiento es en últimas, el que determina las propiedades de la perlita, siendo la de menor espaciamiento interlaminar la que posee mayor dureza y resistencia⁷.

1.4 RECOCIDO DE GLOBULIZACIÓN

Las estructuras globulares en un acero, consisten en partículas esferoidales de cementita y de carburos embebidos en una matriz de ferrita (llamada también esferoidita). Este tratamiento se le hace a los aceros con el fin de mejorar la maquinabilidad.

La estructura de carburos globulares se puede obtener por permanencia prolongada a una temperatura un poco menor que AC1, este tratamiento se denomina recocido subcrítico y es sobre todo adecuado para el acero templado, pues como se sabe la velocidad de globulización depende de la microestructura inicial y será más rápido en las estructuras templadas donde la fase es fina y está dispersa, lo cual facilita la nucleación y el crecimiento⁶. Este tratamiento también se le puede realizar a los aceros con estructuras bainíticas o perlita muy fina

2. PROCEDIMIENTO

De una barra de acero AISI 1070 de 13 mm de diámetro de fabricación nacional y con la siguiente composición química.

%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Ni	%Cr	%Cu	%Al	%Mo	%Sn
0.73	0.74	0.27	0.06	0.024	0.09	0.16	0.19	0.011	0.024	0.029

Se extrajeron muestras de dimensiones aproximadas de 1 cm de longitud por 13 mm de diámetro, con el fin de realizar los tratamientos térmicos establecidos: temple más revenido, e isotérmico más recocido.

Debido a que el estado de entrega de la barra era calibrado, las muestras fueron normalizadas a una temperatura de austenización de 920°C durante 1 hora con el fin de partir de una estructura homogénea⁸. Para realizar el tratamiento isotérmico se determinaron con la ayuda del diagrama isotérmico (ver fig 1)⁹, del acero; la temperatura y el tiempo de sostenimiento aproximados necesarios para obtener una microestructura de perlita lo más fina posible. La temperatura y tiempo de sostenimiento después de ensayos reiterativos, acompañados de observación metalográfica se fijaron en 500°C y 4 min respectivamente. La temperatura de austenización se determinó de acuerdo con la fig 1 para un estado normalizado, (860°C). El tratamiento isotérmico se realizó en sales tipo AS-140, cuya temperatura fue 500°C. Después de su permanencia en las sales, las muestras fueron enfriadas en agua. ($H = 1.5$). Posteriormente se les realizó un recocido de globulización a una temperatura de 650°C durante 1½ horas y luego enfriadas al aire. Este recocido se hizo con el fin de obtener una microestructura de cementita globular en una matriz de ferrita y una dureza aproximada de 300 HV.

Para el tratamiento térmico de temple más revenido se utilizó aceite ($H = 0.5$) como medio de enfriamiento, la temperatura de austenización se determinó de igual forma que para el tratamiento isotérmico. El tiempo y la temperatura de revenido se determinaron de acuerdo al método expuesto por Grange et al y presentado por Roy F Kern¹⁰. Para obtener la dureza seleccionada, 600°C durante 1 hora.

De dicho método se obtuvo la figura 2. Con la cual se hallaron los datos antes mencionados.

Finalmente se tomaron 10 probetas para ensayo de tracción (según norma ASTM A 370) de las cuales a 4 se les realizó el tratamiento térmico de temple más revenido y a otras 4, el tratamiento isotérmico más recocido y 2 se normalizaron. Posteriormente a todas se les realizó el ensayo de tracción y se realizaron las medidas correspondientes.

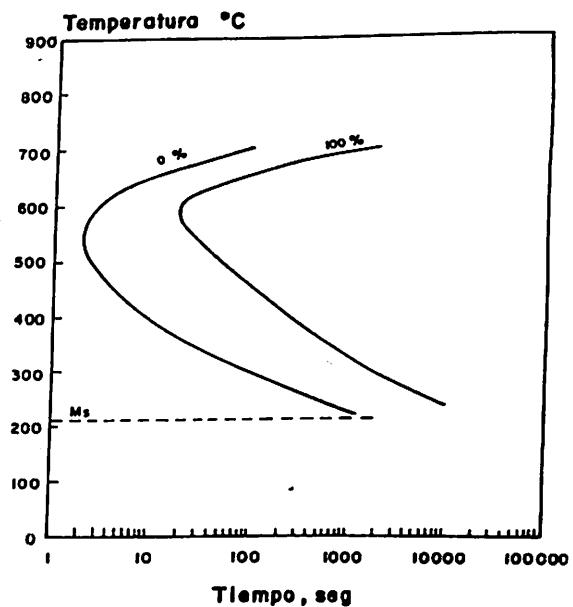


Figura 1. Diagrama isotérmico del acero SAE 1070

3. RESULTADOS

3.1 DUREZA

En la figura 3, se ilustra la variación de la dureza obtenida en muestras metalográficas ($\phi 1/2" \times 1/2" \text{ long.}$), templadas en aceite ($H = 0.5$) y luego revenidas a 600°C durante diferentes tiempos.

En la figura 4. se ilustra la variación de dureza para muestras metalográficas tratadas térmicamente a 500°C y 4 min, y luego recocidas durante diferentes tiempos.

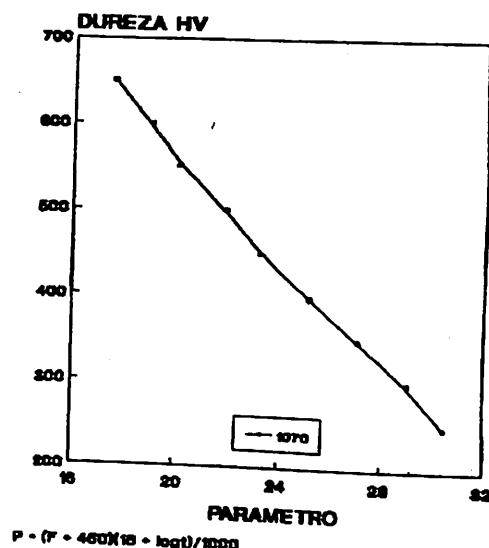


Figura 2. Dureza vs parámetro de revenido para el acero 1070.

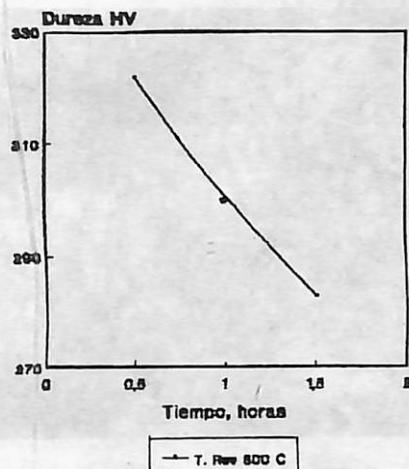


Figura 3. Dureza contra tiempo de revenido

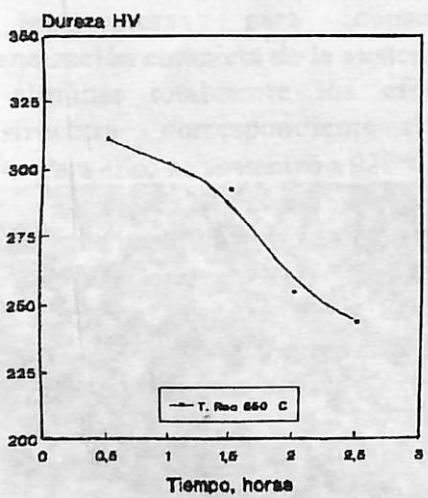


Figura 4. Dureza contra tiempo de recocido

3.2 RESULTADOS METALOGRAFICOS

En las figuras 5 a 10 se ilustran las microestructuras obtenidas en los diferentes tratamientos térmicos.

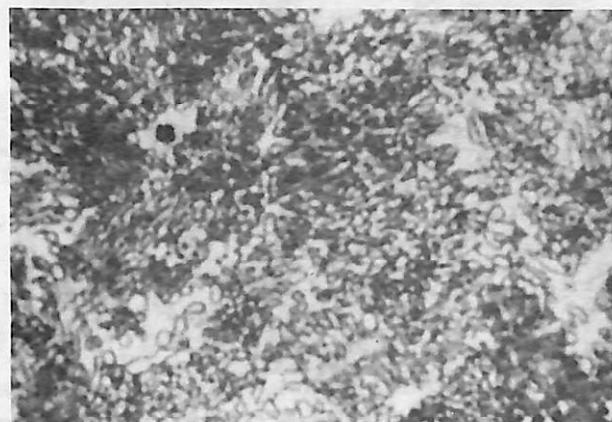


Figura 5. Estado de entrega. Ferrita

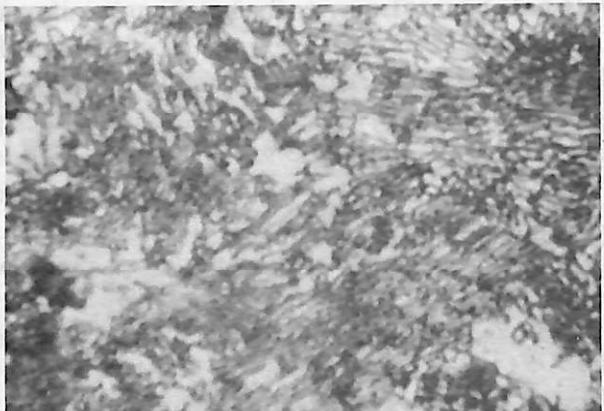


Figura 6. Normalizado. Perlita fina y gruesa.

Ataque nital 2%, 1050X



Figura 7. Muestra templada en aceite.

Martensita mixta. Ataque nital 2%, 1050X

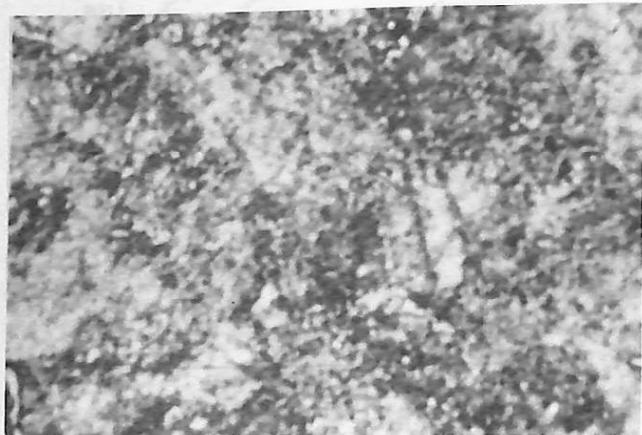


Figura 9. Muestra con tratamiento isotérmico

(500°C- 4min). Perlita fina. Ataque nital 2% - 1050X.

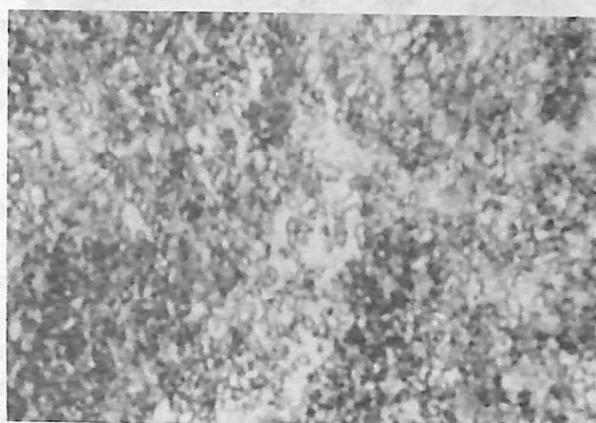


Figura 8. Muestra templada más revenida 600°

1h. Ferrita más Fe₃C. Ataque nital 2%, 1050X

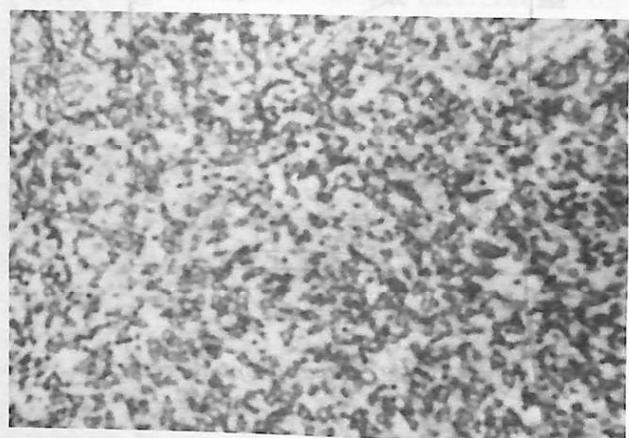


Figura 10. Muestra con tratamiento isotérmico

(650°C- 1h). Ferrita más Fe₃C globular.

Ataque con nital 2%, 1050X

3.3 RESULTADOS DE TRACCIÓN

Tabla 1. Resultados de tracción, norma ASTM A-370

T.T	σ_{el} (Kg/mm ²)	σ_{tr} (Kg/mm ²)	% E	% R.A	DUREZA [HV]	$\sigma_{el} / \sigma_{tr}$
Temple más revenido (1)	63.12	97.17	21.34	51.02	320	0.6496
Isotérmico más recocido (2)	89.73	98.32	19.03	46.31	322	0.9126
Normalizado (3)	59.90	101.85	16.85	30.80	311	0.5882

(1) Austenizadas a 870°C -1h, templadas en aceite y revenidas a 600°C -1h.

(2) Austenizadas 870°C- 1h, tratadas isotérmicamente a 500°C- 4 min; y recocidas a 650°C- 1.5h.

(3) Austenizadas a 920°C- 1h, enfriadas al aire.

4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

El acero estudiado fue suministrado en un estado de entrega calibrado con un recocido previo, presentando una microestructura de glóbulos de cementita de tamaño variable y distribuidos no uniformemente en una matriz de ferrita, tal como se observa en la figuras 5. La falta de homogeneidad de la microestructura impuso la necesidad de utilizar altas temperaturas para conseguir una homogeneización completa de la austenita y de esta forma eliminar totalmente los efectos de la microestructura correspondiente al estado de entrega⁸. Para ello, se austenizó a 920°C durante una hora y se enfrió al aire, obteniéndose una microestructura perlítica, propia de un normalizado. (ver fig. 6). Posterior a este tratamiento, las muestras se reaustenizaron durante 1h a 860°C para la realización de los tratamientos de temple más revenido e isotérmico más recocido.

Con el tratamiento térmico de temple se obtuvo una microestructura de martensita mixta, la cual está compuesta de martensita masiva y martensita acicular. La primera clase se presenta en aceros hasta de 0.5% de carbono, y la segunda en aceros con porcentajes mayores al 1% de carbono. Para aceros en el rango de 0,6 a 1% de carbono se obtienen microestructura de martensita mixta¹¹, como el caso del material estudiado (Acero AISI 1070), ver figura

7, donde las zonas más oscuras son de martensita acicular y las zonas más claras corresponden a martensita masiva.

Partiendo de la microestructura de martensita mixta y con el tratamiento de revenido se produce una microestructura de esferoides de cementita no uniformemente distribuidos como se observa en la figura 8. Esto se debe, probablemente, a una ligera diferencia del contenido de carbono en los dos tipos de martensita. En cambio, la microestructura obtenida con el tratamiento isotérmico más recocido presenta una distribución más fina y uniforme de los glóbulos de cementita, tal como se ilustra en la figura 10, pues proviene de una perlita muy fina, figura 9. Estos glóbulos se forman por medio de un mecanismo de engrosamiento de las delgadas láminas de cementita, posterior estrangulamiento y partición de las mismas. La diferencia microestructural en ambos estados: temple más revenido e isotérmico más recocido, es la responsable de la desigualdad en las propiedades mecánicas obtenidas.

La figura 3 muestra una caída rápida de dureza con el tratamiento térmico de revenido, esto debido a la facilidad con que la martensita puede transformar, ya que la temperatura utilizada fue lo suficientemente alta para que hubiese una buena difusión del carbono, produciendo una microestructura de ferrita más cementita globular. Esta variación de dureza está de acuerdo con lo esperado teóricamente de la figura 2.

La disminución de la dureza en el tratamiento térmico de recocido es más leve en comparación con las muestras revenidas, tal como se ilustra en la figura 4. Esto obedece a que la estructura perlítica obtenida con el tratamiento térmico de recocido es mucho más estable que la estructura martensítica y por tanto requiere mayor energía de activación para obtener niveles de dureza similares con tratamientos posteriores de ablandamiento.

De los resultados obtenidos con el ensayo de tracción, se evidencia que la relación $\sigma_{el} / \sigma_{tr}$ presenta una diferencia a favor del tratamiento isotérmico más recocido del 40% con respecto a las muestras con temple más revenido. Esta diferencia radica en los desiguales valores de límite elástico, obtenidos en ambos tratamientos térmicos. Esta diferencia, indudablemente, está asociada con las diferencias microestructurales reseñadas en ambos tratamientos. Puede observarse que las propiedades de dureza, resistencia a la tracción y ductilidad son similares para ambos tratamientos. Estas mismas propiedades para el estado normalizado tienen valores inferiores.

5. CONCLUSIONES.

5.1 La relación $\sigma_{el} / \sigma_{tr}$ para el tratamiento isotérmico más recocido presenta un mayor valor que el obtenido en las muestras templadas y revenidas.

5.2 Esta alta relación $\sigma_{el} / \sigma_{tr}$ y las menores distorsiones hacen atractivo el uso de este tratamiento en piezas pequeñas donde se requiera alta elasticidad tales como: Arandelas, guasas, flejes, resortes etc.

5.3 La diferencia que presenta la relación límite elástico- resistencia a la tracción del acero AISI 1070 con ambos tratamientos térmicos, al igual que la diferencia en el límite elástico, radica en la diferencia de homogeneidad de ambas microestructuras.

5.4 La ferrita más cementita laminar tienen mayor estabilidad que las estructuras martensíticas y su descomposición es más difícil por lo que su energía de activación debe ser alta.

6. REFERENCIAS

1. V. AGUINACO y J. OÑORO. Teoría de la Nucleación en la Transformación Martensítica. 1993. pp. 100-111.
2. PARKER R EARL. Interrelation of Composition, Transformation Kinetics, Morphology and Mechanical Properties of Alloy Steels. Metallurgical Transactions, Vol. 8A. pp 1025-1042. July 1977.
3. HEINE. RICHARD W. Principles of Heat Treatments. Internal Publication of University of Wisconsin. 1982. 160p.
4. OHMORI, YASUKA AND TAMURA, IMAO. Epsilon Carbide Precipitation during Tempering of Plain Carbon Martensite. Metallurgical Transactions. Vol.23A. pp 2737-2751. October 1992.
5. GARETH, THOMAS. Retained Austenite and Tempered Martensite Embrittlement. Metallurgical Transactions. Vol.9A. pp. 439-450. March 1978.
6. ASDRUBAL VALENCIA. Tecnología del Tratamiento Térmico de los Metales, ED Universidad de Antioquia. 1986. 221p
7. A.R. MARDER AND B.L. BRAMFITT, The Effect of Morphology on de Strength of Pearlite. Metaljurgical Transactions. Vol. 7A. pp 365- 372. March 1976.
8. METALS HANDBOOK VOL 4, Selección of Prior Microstructure. 9th Edition . pp 467-469. 1979
9. ATLAS OF ISOTHERMAL, Transformation and Cooling Transformation Diagrams. ED: American Society for Metals. S.L: ASM. 1977. 422p.
10. KERN ROY F. Steel Selection; A Guide for Improving Performance and Profits. ED.John Wiley & Sons, New York. 1979. 445p.
11. THELING. KARL ERIK. Steel and it's Heat Treatment, Bofors Handbook. Impreso por Fakenham Press Ltda. Norfork, England. 1981. 570p.