

19



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 666 697**

51 Int. Cl.:

**C22C 38/00** (2006.01)

**C21D 8/00** (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **01.08.2008 PCT/US2008/071931**

87 Fecha y número de publicación internacional: **05.02.2009 WO09018522**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **01.08.2008 E 08826748 (9)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **07.03.2018 EP 2183401**

54 Título: **Aleaciones a base de hierro, de alta tenacidad y alta dureza y método para su fabricación**

30 Prioridad:

**01.08.2007 US 953269 P**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:

**07.05.2018**

73 Titular/es:

**ATI PROPERTIES, INC. (100.0%)  
1600 N.E. OLD SALEM ROAD  
ALBANY, OR 97321, US**

72 Inventor/es:

**BAILEY, RONALD E.;  
PARAYIL, THOMAS R. y  
SWIATEK, GLENN J.**

74 Agente/Representante:

**VALLEJO LÓPEZ, Juan Pedro**

ES 2 666 697 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

**DESCRIPCIÓN**

Aleaciones a base de hierro, de alta tenacidad y alta dureza y método para su fabricación

5 REFERENCIA CRUZADA A SOLICITUDES RELACIONADAS

La presente solicitud reivindica prioridad bajo la 35 U.S.C. § 119(e) en trámite junto con la presente Solicitud de Patente Provisional de EE.UU. N.º de serie 60/953.269, presentada el 1 de agosto de 2007.

10 ANTECEDENTE DE LA TECNOLOGÍA

CAMPO DE LA TECNOLOGÍA

15 La presente divulgación se refiere a aleaciones de base de hierro que tienen una dureza mayor de 550 HBN y que demuestran una resistencia a la penetración sustancial e inesperada en el ensayo balístico convencional, y a blindajes y otros objetos de fabricación que incluyen las aleaciones. La presente divulgación se refiere además a métodos de procesado de determinadas aleaciones de base de hierro para mejorar la resistencia a la penetración balística.

20 DESCRIPCIÓN DE LOS ANTECEDENTES DE LA TECNOLOGÍA

25 La planchas, láminas y barras de blindaje se proporcionan comúnmente para proteger estructuras frente a los proyectiles lanzados de forma contundente. Aunque las planchas, láminas y barras de blindaje se usan normalmente en aplicaciones militares como medio de protección de personas y propiedad en el interior, por ejemplo, de vehículos y armamentos mecanizados, los productos también tienen diversos usos civiles. Dichos usos incluyen, por ejemplo, asientos para vehículos civiles blindados y cerramientos para propiedades con protección frente a explosiones. El blindaje se ha producido a partir de diversos materiales que incluyen, por ejemplo, polímeros, materiales cerámicos y aleaciones metálicas. Debido a que, con frecuencia, el blindaje se monta sobre objetos móviles, el peso del blindaje es normalmente un factor importante. Asimismo, los costes asociados a la producción del blindaje pueden ser sustanciales, y de forma particular en lo relativo a las aleaciones, materiales cerámicos y polímeros especiales y exóticos para blindajes. Como tal, un objetivo ha consistido en proporcionar alternativas eficaces de bajo coste a los blindajes existentes, y sin aumentar de forma significativa el peso del blindaje necesario para lograr el nivel deseado de rendimiento balístico (resistencia a la penetración).

35 Asimismo, en respuesta a las cada vez más comunes amenazas anti-blindaje, el ejército de los Estados Unidos ha usado durante años una mayor cantidad de blindaje en tanques y otros vehículos de combate, dando como resultado una peso del vehículo significativamente mayor. El hecho de continuar con dicha tendencia podría afectar de manera drásticamente negativa a la capacidad de transporte, la capacidad de atravesar puentes portátiles, y a la maniobrabilidad de los vehículos de combate blindados. En la pasada década, el ejército de los Estados Unidos ha adoptado una estrategia capaz de movilizar de forma muy rápida sus vehículos de combate y otros bienes blindados a cualquier zona del mundo que se requiera. De este modo, la preocupación sobre el aumento de peso del vehículo se vuelto una cuestión capital. Como tal, el ejército de los Estados Unidos ha investigado un número de posibles alternativas, materiales de blindaje de menor peso, tales como determinadas aleaciones de titanio, materiales cerámicos y materiales compuestos híbridos de revestimiento cerámico/matriz polimérica (PMCs).

45 Los ejemplos de blindajes comunes de aleación de titanio incluyen Ti-6Al-4V, Ti-6Al-4V ELI y Ti-4Al-2.5V-Fe-O. Las aleaciones de titanio ofrecen muchas ventajas con respecto al blindaje de acero homogéneo laminado más convencional. Las aleaciones de titanio tienen una eficiencia másica elevada en comparación con el acero homogéneo laminado y las aleaciones de aluminio a través de un amplio espectro de amenazas balísticas, y también proporcionan una capacidad favorable de resistencia a la penetración balística anti-impacto. Las aleaciones de titanio también exhiben, de forma general, mayores relaciones de resistencia con respecto a peso, así como también resistencia a la corrosión sustancial, lo que normalmente tiene como resultado menores costes de mantenimiento del bien. Las aleaciones de titanio se pueden fabricar de forma sencilla en instalaciones de producción existentes, y los recortes de titanio y los rechazos de molienda se pueden someter a re-fundición y reciclaje a escala comercial. No obstante, las aleaciones de titanio presentan desventajas. Por ejemplo, normalmente se requiere un revestimiento de fisuración térmica y los costes asociados a la fabricación de planchas de blindaje de titanio y a la fabricación de productos a partir del material (por ejemplo los costes de maquinizado y soldadura) son sustancialmente mayores que para los blindajes de acero homogéneos y laminados.

60 Aunque los PMC ofrecen ciertas ventajas (por ejemplo, libertad frente a la fisuración térmica frente a amenazas químicas, un entorno de operación más tranquilo, y un eficiencia másica elevada frente a las amenazas balísticas de fragmentos y bolas), también presentan un número de desventajas. Por ejemplo, el coste de fabricación de los componentes de PMC es elevado en comparación con el coste de fabricación de los componentes a partir de acero homogéneo laminado o aleaciones de titanio, y los PMC no se pueden fabricar de forma sencilla en las instalaciones de producción existentes. Asimismo, los ensayos no destructivos de materiales de PMC pueden no ser tan avanzados como los ensayos para blindajes de aleación. Además, la capacidad de resistencia a la penetración

balística de impactos múltiples y la capacidad portante de carga en automoción de los PMC puede verse afectada de forma negativa por los cambios estructurales que tienen lugar como resultado de un impacto inicial de proyectil. Además, puede existir peligro de incendio y asfixia para los ocupantes del interior de los vehículos de combate recubierto por un blindaje de PMC, y las capacidades de fabricación y reciclaje de los PMC comerciales no se han establecido de forma apropiada.

Con frecuencia las aleaciones metálicas son materiales de elección cuando se escoge un material de blindaje. Las aleaciones metálicas ofrecen una protección sustancial frente a impactos múltiples, normalmente no son costosas de producir con respecto a los materiales cerámicos, polímeros y materiales compuestos exóticos, y se pueden fabricar de forma sencilla para dar lugar a componentes para vehículos de combate blindados y sistemas de armamento móviles. Convencionalmente, se piensa que resulta ventajoso usar materiales que presenten dureza muy elevada en aplicaciones de blindaje debido a que los proyectiles son más susceptibles de fragmentarse cuando impactan con materiales de dureza elevada. Determinadas aleaciones metálicas usadas en aplicaciones de blindaje se pueden procesar de forma sencilla hasta obtener durezas elevadas, normalmente por medio de templado de las aleaciones a partir de temperaturas muy elevadas.

Debido a que las aleaciones de acero homogéneas y laminadas son generalmente menos costosas que las aleaciones de titanio, ha puesto un énfasis sustancial en la modificación de la composición y el procesado de los aceros homogéneos laminados existentes usados en aplicaciones de blindaje ya que las mejoras marginales uniformes en el rendimiento balístico son significativas. Por ejemplo, un rendimiento mejorado frente a amenazas balísticas puede permitir menores espesores de metalizado de blindaje sin pérdida de función, reduciendo de este modo el peso total del sistema de blindaje. Debido a que un peso del sistema elevado es un inconveniente principal de los sistemas de aleación metálica con respecto a, por ejemplo, blindajes cerámicos y poliméricos, la mejora del rendimiento frente a amenazas balísticas puede hacer que los blindajes de aleación sean más competitivos con respecto a los sistemas de blindaje exóticos.

Durante los últimos 25 años, se han desarrollado blindajes de acero de material compuesto y de relleno de relativamente bajo peso. Algunos de estos blindajes compuestos, por ejemplo, combinan una capa de orientación frontal de acero de alta dureza unido metalúrgicamente a una capa de base, de acero tenaz y resistente a la penetración. Se pretende que la capa de acero de alta dureza rompa el proyectil, mientras que se pretende que la capa subyacente tenaz evite la fisuración, escamación o fisuración térmica del blindaje. Los métodos de conformación convencionales de un blindaje compuesto de este tipo incluyen la unión por laminado de planchas apiladas de dos tipos de acero. Un ejemplo de blindaje compuesto es la plancha de blindaje K12®, que es una plancha de blindaje compuesta, unida por laminado y de dureza dual, disponible en ATI Allegheny Ludlum, Pittsburgh, Pensilvania. La plancha de K12® incluye un lado frontal de alta dureza y un lado trasero más blando. Ambas superficies de la plancha de blindaje K12® son un acero con aleación de Ni-Mo-Cr, pero el lado frontal incluye un contenido de carbono más elevado que el lado trasero. La plancha de blindaje K12® tiene propiedades superiores de rendimiento balístico en comparación con la plancha de blindaje homogéneo convencional o supera los requisitos balísticos para numerosas aplicaciones de blindaje gubernamentales, militares o civiles. Aunque los blindajes de acero compuesto y de relleno ofrecen numerosas ventajas, el procesado adicional implica un proceso de unión por laminado o de relleno que necesariamente aumenta el coste de los sistemas de blindaje.

También se usan aceros de bajo contenido de aleación relativamente no costosos en determinadas aplicaciones de blindaje. Como resultado de la formación de aleación con carbono, cromo, molibdeno y otros elementos, y el uso de etapas apropiadas de calentamiento, templado y atemperado, se pueden producir determinados blindajes de acero de bajo contenido de aleación con propiedades de dureza muy elevada, mayores de 550 BHN (número de dureza de Brinell). Dichos aceros de alta dureza se conocen comúnmente como aceros "600 BHN". La Tabla 1 proporciona composiciones presentadas y propiedades mecánicas para diversos ejemplos de aceros 600 BHN disponibles usados en aplicaciones de blindaje. Se producen MARS 300 y MARS 300 Ni+ por parte de la compañía francesa Arcelor. El blindaje ARMOX 600T se encuentra disponible en SSAB Oxelosund AB, Suecia. Aunque la elevada dureza de los blindajes de acero 600 HBN es muy eficaz en la ruptura de proyectiles aplanados, una desventaja significativa de estos aceros es que tienden a ser frágiles y con elevada tendencia a la fisuración cuando se someten a ensayo balístico frente, por ejemplo, a proyectiles con rebabas de blindaje. La fisuración de los materiales puede ser problemática para proporcionar capacidad de resistencia balística frente a impactos múltiples. El documento GB-874 488 se refiere a la mejora de dureza y tenacidad en un acero que contiene un 0,20-0,50 % de C, un 0,15-2,50 % de Mn, un 0,10-2,0 % de Si, menos de un 5 % de Cr, menos de un 4 % de Ni, menos de un 5 % de Mo, un 0,0005-0,005 % de boro y 0.0015-0.50 REM.

Tabla 1

Aleación	C	Mn	P (max)	S (max)	Si	Cr	Ni	Mo	Límite Elástico (Mpa)	Resistencia a la Tracción (Mpa)		Estiramiento (%)	BHN (min)
										≥	≥		
Mars 300	0,45-0,55	0,3-0,7	0,012	0,005	0,6- 1,0	0,4 (max)	4,5 (max)	0,3-0,5	≥ 1.300	≥ 2.000	≥ 6%	578-655	
Mars 300 Ni+	0,45-0,55	0,3-0,7	0,01	0,005	0,6- 1,0	0,01- 0,04	3,5-4,5	0,3-0,5	≥ 1.300	≥ 2.000	≥ 6%	578-655	
Airmox 600	0,47 (max)	1,0 (max)	0,010	0,005	0,1- 0,7	1,5 (max)	3,0 (max)	0,7 (max)	1.500 (típico)	2.000 (típico)	≥ 7%	570-640	

A la vista de lo anterior, sería ventajoso proporcionar un material mejorado de blindaje de acero que tenga dureza dentro del intervalo de 600 HBN y que presente una resistencia balística sustancial frente a impactos múltiples con menor propagación de fisuras.

## 5 Sumario

La invención proporciona una aleación de acuerdo con la reivindicación 1 de las reivindicaciones adjuntas. La invención además proporciona un producto molido de blindaje de acuerdo con la reivindicación 20, un objeto de fabricación de acuerdo con la reivindicación 21 y un método de fabricación de un producto molido de blindaje de acuerdo con la reivindicación 22.

De acuerdo con un aspecto no limitante de la presente divulgación, se proporciona una aleación de base de hierro que tiene una resistencia balística favorable frente a impactos múltiples, una dureza mayor de 550 HBN y que incluye, en porcentajes en peso basados en el peso de aleación total: de un 0,48 a un 0,52 de carbono; de un 0,15 a un 1,00 de manganeso; de un 0,15 a un 0,45 de silicio; de un 0,95 a un 1,70 de cromo; de un 3,30 a un 4,30 de níquel; de un 0,35 a un 0,65 de molibdeno; de un 0,0008 a un 0,0030 de boro; de un 0,001 a un 0,015 de cerio; de un 0,001 a un 0,015 de lantano; no más de un 0,002 de azufre; no más de 0,015 de fósforo; no más de 0,010 de nitrógeno; hierro; e impurezas accidentales.

De acuerdo con un aspecto no limitante adicional de la presente divulgación, se proporciona un producto molido de aleación tal como, por ejemplo, una placa, barra o plancha, que tiene una dureza mayor de 550 HBN y que incluye, en porcentajes en peso basados en el peso de aleación total: de un 0,48 a un 0,52 de carbono; de un 0,15 a un 1,00 de manganeso; de un 0,15 a un 0,45 de silicio; de un 0,95 a un 1,70 de cromo; de un 3,30 a un 4,30 de níquel; de un 0,35 a un 0,65 de molibdeno; de un 0,0008 a un 0,0030 de boro; de un 0,001 a un 0,015 de cerio; de un 0,001 a un 0,015 de lantano; no más de un 0,002 de azufre; no más de 0,015 de fósforo; no más de 0,010 de nitrógeno; hierro; e impurezas accidentales.

De acuerdo con otro aspecto no limitante de la presente divulgación, se proporciona un producto molido de blindaje a partir de una placa, barra y plancha de blindaje que tiene una dureza mayor de 550 HBN y un límite balístico V50 (protección) que cumple o supera los requisitos de rendimiento bajo la especificación MIL-DTL-46100E. En determinadas realizaciones, el producto molido de blindaje también presenta un límite balístico V50 que es como mínimo igual al límite balístico V50 de 150 pies/s (45,7 m/s) menos que los requisitos de rendimiento bajo la especificación MIL-A-46099C con mínima propagación de fisuras. El producto molido es una aleación que incluye, en porcentajes en peso basados en el peso de aleación total: de un 0,48 a un 0,52 de carbono; de un 0,15 a un 1,00 de manganeso; de un 0,15 a un 0,45 de silicio; de un 0,95 a un 1,70 de cromo; de un 3,30 a un 4,30 de níquel; de un 0,35 a un 0,65 de molibdeno; de un 0,0008 a un 0,0030 de boro; de un 0,001 a un 0,015 de cerio; de un 0,001 a un 0,015 de lantano; no más de un 0,002 de azufre; no más de 0,015 de fósforo; no más de 0,010 de nitrógeno; hierro; e impurezas accidentales.

De acuerdo con otro aspecto no limitante de la presente divulgación, se proporciona un producto molido de blindaje a partir de una placa, barra y plancha de blindaje que tiene una dureza mayor de 550 HBN y un límite balístico  $V_{50}$  (protección) que cumple o supera los requisitos de rendimiento bajo la especificación MIL-DTL-46100E. En determinadas realizaciones, el producto molido de blindaje también tiene un límite balístico  $V_{50}$  que es como mínimo igual al límite balístico  $V_{50}$  de 150 pies/s (45,7 m/s) menor que los requisitos de rendimientos bajo la especificación MIL-A-46099C con mínima propagación de fisuras. El producto molido es una aleación que incluye, en porcentajes en peso basados en el peso de aleación total: de un 0,48 a un 0,52 de carbono; de un 0,15 a un 1,00 de manganeso; de un 0,15 a un 0,45 de silicio; de un 0,95 a un 1,70 de cromo; de un 3,30 a un 4,30 de níquel; de un 0,35 a un 0,65 de molibdeno; de un 0,0008 a un 0,0030 de boro; de un 0,001 a un 0,015 de cerio; de un 0,001 a un 0,015 de lantano; no más de un 0,002 de azufre; no más de 0,015 de fósforo; no más de 0,010 de nitrógeno; hierro; e impurezas accidentales.

Un aspecto adicional de acuerdo con la presente divulgación va destinado a un método de preparación de una aleación que presenta resistencia balística favorable frente a impactos múltiples con mínima propagación de fisuras y dureza mayor de 550 HBN, y en el que el producto molido es una aleación que incluye, en porcentajes en peso basados en el peso de aleación total: de un 0,48 a un 0,52 de carbono; de un 0,15 a un 1,00 de manganeso; de un 0,15 a un 0,45 de silicio; de un 0,95 a un 1,70 de cromo; de un 3,30 a un 4,30 de níquel; de un 0,35 a un 0,65 de molibdeno; de un 0,0008 a un 0,0030 de boro; de un 0,001 a un 0,015 de cerio; de un 0,001 a un 0,015 de lantano; no más de un 0,002 de azufre; no más de 0,015 de fósforo; no más de 0,010 de nitrógeno; hierro; e impurezas accidentales. La aleación se somete a austenización por medio de calentamiento de la misma a una temperatura de al menos 1500 °F (815 °C) y manteniendo durante al menos 30 minutos a esa temperatura. A continuación, se enfría la aleación a partir de la temperatura de austenización de manera diferente al modo de enfriamiento convencional de la aleación de blindaje a partir de la temperatura de austenización, y que modifique la trayectoria de la curva de enfriamiento de la aleación con respecto a la trayectoria que adoptaría la curva si se enfriase de forma convencional. Preferentemente, el enfriamiento de la aleación a partir de la temperatura de austenización proporciona a la aleación un límite balístico  $V_{50}$  que cumple o supera el  $V_{50}$  requerido bajo la especificación MIL-DTL-46100E.

Más preferentemente, el enfriamiento de la aleación a partir de la temperatura de austenización proporciona a la aleación un límite balístico  $V_{50}$  que no es menor de 150 pies/s (45,7 m/s) por debajo del  $V_{50}$  requerido bajo la especificación MIL-A-46099C con una mínima propagación de fisuras. En otras palabras, el límite balístico  $V_{50}$  preferentemente es como mínimo igual a un  $V_{50}$  de 150 pies/s (45,7 m/s) por debajo del  $V_{50}$  requerido bajo la especificación MIL-A-46099C con mínima propagación de fisuras.

De acuerdo con una realización no limitante de un método de acuerdo con la presente divulgación, la etapa de enfriamiento de la aleación comprende enfriar de forma simultánea planchas múltiples de aleación a partir de la temperatura de austenización con las planchas dispuestas en contacto unas con otras.

Otros aspectos de la presente invención van destinados a objetos de fabricación que comprenden las realizaciones de aleaciones de acuerdo con la presente divulgación. Dichos objetos de fabricación incluyen, por ejemplo, vehículos blindados, cerramientos blindados y objetos de equipos móviles blindados.

### 15 Breve descripción de los dibujos

Las características y ventajas de determinadas aleaciones, objetos y métodos de acuerdo con la presente divulgación pueden comprenderse mejor por medio de referencia a los dibujos adjuntos en los cuales:

20 La Figura 1 es un diagrama de la dureza  $HR_c$  como función de la temperatura de calentamiento de tratamiento de austenización para determinadas muestras de placa experimental procesadas como se describe a continuación en la presente memoria;

25 La Figura 2 es un diagrama de la dureza  $HR_c$  como función de la temperatura de calentamiento de tratamiento de austenización para determinadas muestras de placa experimental no limitantes procesadas como se describe a continuación en la presente memoria;

30 La Figura 3 es un diagrama de la dureza  $HR_c$  como función de la temperatura de calentamiento de tratamiento de austenización para determinadas muestras de placa experimental no limitantes procesadas como se describe a continuación en la presente memoria;

Las Figuras 4, 5 y 7 son representaciones esquemáticas de configuraciones de muestras de ensayo usadas durante el enfriamiento a partir de la temperatura de austenización;

35 La Figura 6 es una diagrama de velocidad  $V_{50}$  con respecto a la velocidad  $V_{50}$  mínima (como para MIL-A-46099C) como función de la práctica de atemperado para determinadas muestras de ensayo;

Las Figuras 8 y 9 son diagramas de la temperatura de muestra con el tiempo durante las etapas de enfriamiento de determinadas muestras de ensayo a partir de la temperatura de austenización;

40 Las Figuras 10 y 11 son representaciones esquemáticas de configuraciones de muestras de ensayo usadas durante el enfriamiento a partir de la temperatura de austenización; y

45 Las Figuras 12-14 son temperaturas de muestra de diagrama de gráficos con el tiempo para diversas muestras experimentales enfriadas a partir de la temperatura de austenización, como se comenta en la presente memoria.

50 El lector apreciará los detalles anteriores, así como otros, tras considerar la siguiente descripción detallada de determinadas realizaciones no limitantes de los objetos de aleación y métodos de acuerdo con la presente divulgación. El lector también comprenderá determinados citados detalles adicionales tras llevar a cabo el uso de las aleaciones, objetos y métodos descritos en la presente memoria.

### DESCRIPCIÓN DETALLADA DE DETERMINADAS REALIZACIONES NO LIMITANTES

55 En la presente descripción de las realizaciones no limitantes, aparte de en los ejemplos de operación, o donde se indique otra cosa, todos los números que expresan cantidades o características de ingredientes y productos, condiciones de procesamiento y similares, deben entenderse que están modificados en todos los casos por el término "aproximadamente". Por consiguiente, a menos que se indique lo contrario, cualesquier parámetros numéricos explicados en la siguiente descripción son aproximaciones que pueden variar dependiendo de las propiedades deseadas que se pretenda obtener en las aleaciones y objetos de acuerdo con la presente divulgación. Al final, y no como intento de limitar la aplicación de la doctrina de equivalentes al alcance de las reivindicaciones, cada parámetro numérico debe interpretarse al menos a la luz del número de dígitos significativos indicados y mediante la aplicación de técnicas de redondeo habituales.

65 Cualquier patente, publicación u otro material de divulgación, en todo o en parte, que se pretenda incorporar por referencia en la presente memoria, se incorpora en la misma solo en el sentido de que el material incorporado no entre en conflicto con las definiciones, afirmaciones y otro material de divulgación existente explicado en la presente

divulgación. Como tal, y con el alcance necesario, la divulgación tal y como se explica en la presente memoria reemplaza cualquier material conflictivo incorporado en la presente memoria por referencia. Cualquier material, o parte del mismo, que se considere incorporado por referencia en la presente memoria, pero que entre en conflicto con las definiciones, afirmaciones u otro material de divulgación existente, explicado en la presente memoria se incorpora únicamente en el sentido de que no surja conflicto alguno entre ese material incorporado y el material de divulgación existente.

La presente divulgación, en parte, va destinada a aceros de baja aleación que presentan dureza significativa y que demuestran un nivel sustancial e inesperado de resistencia balística frente a impactos múltiples con mínima propagación de fisuras que confieren un nivel de resistencia a la penetración balística apropiada para aplicaciones de blindaje militares. Determinadas realizaciones de los aceros de acuerdo con la presente divulgación exhiben valores de dureza superiores a 550 HBN y demuestran un nivel sustancial de resistencia a la penetración balística cuando se evalúan por medio de MIL-DTL-46100E, y preferentemente también cuando se evalúan por medio de MIL-A-46099C. Con respecto a determinados materiales de plancha de blindaje de acero 600 HBN existentes, determinadas realizaciones de las aleaciones de acuerdo con la presente divulgación son significativamente menos susceptibles de fisuración y penetración cuando se someten a ensayo frente a proyectiles de perforación de blindajes. Determinadas realizaciones de las aleaciones también tienen un rendimiento balístico demostrado que es comparable con el rendimiento de determinados materiales de blindaje de alta aleación, tales como planchas de blindaje K-12®. El rendimiento balístico de determinadas realizaciones de aceros de aleación de acuerdo con la presente divulgación resultó completamente inesperado dado, por ejemplo, el bajo contenido de aleación de las aleaciones y la dureza relativamente moderada de las aleaciones en comparación con determinados materiales de blindaje de acero 600 HBN convencionales. Más particularmente, se observó de forma inesperada que aunque determinadas realizaciones de las aleaciones de acuerdo con la presente divulgación exhiben durezas relativamente moderadas (que se pueden proporcionar por medio de enfriamiento de las aleaciones a partir de las temperaturas de austenización a una velocidad de enfriamiento relativamente lenta), las muestras de las aleaciones exhibieron un rendimiento balístico sustancial, que fue al menos comparable con el rendimiento de la plancha de blindaje K-12®. Este descubrimiento sorprendente y no obvio se muestra directamente en contra con la creencia convencional de que al aumentar la dureza de los materiales de plancha de blindaje de acero se mejora el rendimiento balístico.

Determinadas realizaciones de los aceros de acuerdo con la presente divulgación incluyen niveles bajos del azufre elemental residual, fósforo, nitrógeno y oxígeno. Asimismo, determinadas realizaciones de los aceros puede incluir concentraciones de uno o más de cerio, lantano y otros metales de las tierras raras. Sin comprometerse a teoría particular alguna de funcionamiento, los inventores piensan que las adiciones de metales de las tierras raras actúa para unir cierta cantidad del azufre, fósforo y/u oxígeno presentes en la aleación de forma que estos elementos residuales sean menos susceptibles de concentración en las fronteras de grano y reduzcan la resistencia balística frente a impactos múltiples del material. Se piensa además que la concentración de azufre, fósforo y/u oxígeno dentro de las fronteras de grano de los aceros puede favorecer la separación intergranular con elevada velocidad de impacto, lo cual conduce a la fractura del material y a la posible penetración del proyectil de impacto. Determinadas realizaciones de los aceros de acuerdo con la presente divulgación también incluyen un contenido de níquel relativamente elevado, por ejemplo de un 3,30 a un 4,30 por ciento en peso, para proporcionar una matriz relativamente tenaz, mejorando de este modo de forma significativa el rendimiento balístico.

Además de desarrollar un único sistema de aleación, los inventores también han llevado a cabo estudios, comentados a continuación, para determinar el modo de procesado de aceros dentro de la presente divulgación para mejorar la dureza y el rendimiento balístico, tal y como se evalúan por medio de las especificaciones militares conocidas MIL-DTL-46100E y MIL-A-46099C. Los inventores también sometieron las muestras de acero de acuerdo con la presente divulgación a diversas temperaturas destinadas a disolver las partículas de carburo dentro del acero y a permitir la difusión y producir un grado razonable de homogeneidad en el acero. Un objetivo del presente ensayo fue determinar las temperaturas de tratamiento térmico que no producen excesiva carburización o que tengan como resultado un desarrollo de grano excesivo e inaceptable, lo cual reduciría la tenacidad del material y, de este modo, degradarían el rendimiento balístico. En determinados procesos, las planchas de acero se laminaron en sentido transversal para proporcionar cierto grado de isotropía.

Los ensayos para evaluar el rendimiento balístico de las muestras enfriadas a diferentes velocidades a partir de la temperatura de austenización, y por tanto que tienen diferentes durezas, también se llevaron a cabo. Los ensayos de los inventores también incluyeron ensayos de atemperado y ensayos de enfriamiento destinados a evaluar el mejor modo de favorecer la resistencia balística frente a impactos múltiples con mínima propagación de fisuras. Se evaluaron las muestras por medio de la determinación de los límites balísticos  $V_{50}$  de diversas muestras de ensayo por medio de MIL-DTL-46100E y MIL-A-46099C usando proyectiles de perforación de blindaje de 7,62 mm (calibre ,30). Los detalles de los estudios de aleación de los inventores a continuación.

#### 1. Preparación de las Planchas de Aleación Convencionales

Se formuló una composición novedosa para blindajes de acero de baja aleación. Los presentes inventores concluyeron que dicha composición de aleación preferentemente debería incluir un contenido de níquel relativamente elevado y bajos niveles de elementos residuales de azufre, fósforo y nitrógeno, y debería procesarse

5 hasta la forma de plancha de forma que se favorezca la homogeneidad. Se prepararon diversos lingotes de una aleación que tenía la química experimental mostrada en la Tabla 2 por medio de AOD o AOD y ESR. La Tabla 2 indica el mínimo y máximo deseados, el mínimo preferido y el máximo preferido (si los hubiera) y los niveles objetivo de los ingredientes de aleación, así como también la química real de la aleación producida. El equilibrio de la aleación incluyó hierro e impurezas accidentales. Los ejemplos no limitantes de los elementos que pueden estar presentes como impurezas accidentales incluyen cobre, aluminio, titanio, tungsteno y cobalto. Otras impurezas accidentales potenciales, que pueden proceder de los materiales de partida y/o a través del procesado de aleación, se conocen por las personas que cuentan con experiencia común en metalurgia. Las composiciones de aleación se presentan en la Tabla 2 y, más generalmente, se presentan en la presente memoria, en forma de porcentajes en peso basados en el peso total de la aleación a menos que se indique lo contrario. Asimismo, en la tabla 2, "LAP" hace referencia a "tan bajo como resulte posible".

10



Tabla 2

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Ce	La	V	W	Ti	Co	Al	N	B
Min.	,48	,15	-	-	,15	,95	3,30	,35	,001	,001	-	-	-	-	-	-	,0008
Max.	,52	1,00	,015	,002	,45	1,70	4,30	,65	,015	,015	,05	,08	,05	,05	,020	,010	,0024
Min. Preferido	-	,20	-	-	,20	1,00	3,75	,40	-	-	-	-	-	-	-	-	,0015
Máx. Preferido	-	,80	,010	-	,40	1,50	4,25	,60	-	-	-	-	-	-	-	-	,0025
Objetivo	,50	,50	LAP	LAP	,30	1,25	4,00	,50	-	-	LAP	LAP	LAP	LAP	LAP	LAP	,0016
Real*	,50	,53	,01	,0006	0,4	1,24	4,01	,52	-	,003	,01	,01	,002	,02	,02	,007	,0015

\*Los análisis revelaron que la composición también incluyó 0,09 de cobre, 0,004 de níobio, 0,004 de estaño, 0,001 de circonio y 92,62 de hierro.

- Se molieron las superficies de los lingotes usando prácticas convencionales. A continuación, se calentaron los lingotes a aproximadamente 1300 °F (704 °C), se igualaron, se mantuvo a esta temperatura durante 6 a 8 horas, se calentó a aproximadamente 200 °F/h (93 °C/h) hasta aproximadamente 2050 °F (1121 °C) y se mantuvo a la segunda temperatura durante aproximadamente 30 minutos por cada pulgada (2,54 cm) de espesor. A continuación se laminaron en caliente los lingotes hasta 7 pulgadas (17,8 cm) de espesor, se recortaron los extremos y, en caso necesario, se recalentó hasta aproximadamente 2050 °F (1121 °C) antes del laminado en caliente adicional posterior hasta la reformación de planchas de aproximadamente 1,50-2,50 pulgadas (38,1-63,5 cm) de espesor. Las re-planchas se recoció con liberación de tensión usando prácticas convencionales, y a continuación se limpió el tizón de las superficies de plancha y se laminaron con terminación hasta obtener planchas largas que tenían espesores de aproximadamente 0,310 pulgadas (7,8 mm) o de aproximadamente 0,275 pulgadas (7 mm). Las planchas largas se sometieron a recocido por completo, se limpió el tizón, se sometieron a aplanado y se cortaron por cizalla para formar múltiples planchas individuales que tenían un espesor de aproximadamente 0,310 pulgadas (7,8 mm) o de aproximadamente 0,275 pulgadas (7 mm).
- En determinados casos, se re-calentaron las re-planchas hasta a temperatura de laminado inmediatamente antes de la etapa final de laminado necesaria para lograr el calibre de terminación. Más específicamente, las planchas se laminaron finalmente como se muestra en la Tabla 3. Se llevaron a cabo ensayos sobre las muestras de planchas de calibre (nominal) 0,0275 y 0,310 pulgadas (7 y 7,8 mm) que finalmente se laminaron como se muestra en la Tabla 3 para evaluar posibles parámetros de tratamiento térmico optimizando la dureza superficial y las propiedades de rendimiento balístico.

Tabla 3

Espesor aprox. pulgadas (mm)	Parámetros de Procesado de Laminado en Caliente
0,275 (7)	Plancha recalentada a 0,5 durante aproximadamente 10 minutos antes del laminado hasta el calibre de terminación
0,275 (7)	Sin re-calentamiento inmediatamente antes del laminado hasta el calibre de terminación
0,310 (7,8)	Plancha re-calentada a 0,6 durante aproximadamente 30 minutos antes del laminado hasta el calibre de terminación
0,310 (7,8)	Sin re-calentamiento inmediatamente antes del laminado hasta el calibre de terminación

## 2. Ensayo de Dureza

- Se sometieron las planchas producidas en la Sección 1 anterior a un tratamiento de austenización y una etapa de dureza, se cortaron en tercios para formar muestras para ensayo posterior y, opcionalmente, se sometieron a un tratamiento de atemperado. El tratamiento de austenización implicó el calentamiento de las muestras hasta 1550-1650 °F (843-899 °C) durante 40 minutos a esta temperatura. El endurecimiento implicó el enfriamiento al aire de las muestras o el templado de las muestras en aceite a partir de la temperatura de tratamiento de austenización hasta temperatura ambiente ("TA"). Una de las tres muestras a partir de cada plancha austenizada y endurecida se retuvo en estado tal y como se había sometido a endurecimiento para el ensayo. El resto de las dos muestras cortadas a partir de cada plancha austenizada y endurecida se recoció mediante atemperado manteniéndolas bien a 250 °F (121 °C) o a 300 °F (149 °C) durante 90 minutos a esta temperatura. Para reducir el tiempo necesario para evaluar la dureza de la muestra, todas las muestras se sometieron inicialmente a ensayo usando un ensayo de Rockwell C (HR<sub>C</sub>) en lugar del ensayo de dureza de Brinell. También se sometieron a ensayo las dos muestras que exhibieron valores de HR<sub>C</sub> más elevados en el estado endurecido, para determinar la dureza de Brinell (BHN) en estado tal y como se obtuvo el endurecimiento (es decir, antes de cualquier tratamiento de atemperado). La Tabla 4 expone las temperaturas de tratamiento de austenización, el tipo de templado, el calibre, y los valores de HR<sub>C</sub> para las muestras atemperadas bien a 250 °F (121 °C) o a 300 °F (149 °C). La Tabla 4 indica si las planchas usadas en el ensayo se sometieron a re-calentamiento inmediatamente antes del laminado hasta el calibre final. Además, la Tabla 4 expone la dureza BHN para las muestras no atemperadas, tal y como se endurecieron, que muestran los valores más elevados de HR<sub>C</sub> en la condición tal y como se obtuvo el endurecimiento.

Tabla 4

Aus. Temperatura de Recocido (°F)	Tipo de Enfriamiento	Recalentamiento	Calibre	HR <sub>C</sub> tal y como se produjo el endurecimiento	BHN tal y como se produjo el endurecimiento	HR <sub>C</sub> tras el recocido a 250 °F (121 °C)	HR <sub>C</sub> tras el recocido a 300 °F (149 °C)
1550	Aire	Nº	0,275	50	--	54	54
1550	Aire	Nº	0,310	53	--	58	57
1550	Aire	Sí	0,275	50	--	53	56
1550	Aire	Sí	0,310	50	--	55	57
1550	Aceite	Nº	0,275	48	--	54	56
1550	Aceite	Nº	0,310	53	--	58	58
1550	Aceite	Sí	0,275	59	624	52	53
1550	Aceite	Sí	0,310	59	--	55	58
1600	Aire	Nº	0,275	53	587	54	57

1600	Aire	Nº	0,310	48	--	56	57
1600	Aire	Sí	0,275	54	--	56	57
1600	Aire	Sí	0,310	50	--	57	58
1600	Aceite	Nº	0,275	53	--	54	57
1600	Aceite	Nº	0,310	52	--	55	58
1600	Aceite	Sí	0,275	51	--	51	58
1600	Aceite	Sí	0,310	53	--	53	58
1650	Aire	Nº	0,275	46	--	54	56
1650	Aire	Nº	0,310	46	--	53	56
1650	Aire	Sí	0,275	48	--	53	57
1650	Aire	Sí	0,310	48	--	54	56
1650	Aceite	Nº	0,275	47	--	52	55
1650	Aceite	Nº	0,310	46	--	54	57
1650	Aceite	Sí	0,275	46	--	55	54
1650	Aceite	Sí	0,310	47	--	57	58

La Tabla 5 proporciona valores medios de HR<sub>C</sub> para las muestras incluidas en la Tabla 4 en estado tal y como se obtuvo el endurecimiento y tras los recocidos de atemperado bien a 250 ° F (121 °C) o 300 °F (149 °C) durante 90 minutos a esa temperatura.

5

Tabla 5

Temperatura de Recocido de Austenización (°F)	Media HR <sub>C</sub> tal y como Endurecido	Media HR <sub>C</sub> Tras 250°F (121 °C) Recocido	Media HR <sub>C</sub> Tras 300°F (149 °C) Recocido
1550	52	55	56
1600	52	55	57
1650	47	54	56

En general, se determina la dureza de Brinell por medio de la especificación ASTM E-10 forzando un dispositivo de indentación en forma de un acero o esfera de carburo dura de un diámetro especificado bajo una carga especificada en la superficie de la muestra y midiendo el diámetro de indentación que queda después del ensayo. El número de dureza de Brinell o "BHN" se obtiene dividiendo la carga del dispositivo de indentación usada (en kilogramos) por el área superficial real de la indentación (en milímetros cuadrados). El resultado es una medición de presión, pero las unidades se presentan raramente cuando se presentan los valores de BHN.

10

En la evaluación del número de dureza de Brinell de las muestras de blindaje de acero, se usa una máquina de sobremesa para prensar un dispositivo de indentación de esfera de carburo de tungsteno de 10 mm de diámetro en la superficie de la muestra de ensayo. La máquina aplica una carga de 3000 kilogramos, normalmente durante 10 segundos. Una vez que se ha retirado la bola, se determina el diámetro de la impresión redonda resultante. Se calcula el valor de HBN de acuerdo con la fórmula siguiente:

15

20

$$BHN = 2P / [\pi D (D - (D^2 - d^2)^{1/2})],$$

en la que BHN = número de dureza de Brinell; P = carga impuesta en kilogramos; D = el diámetro del dispositivo de indentación esférico en mm; y d = el diámetro de la impresión del dispositivo de indentación resultante en mm.

25

Se pueden llevar a cabo diversos ensayos de BHN sobre una zona de superficie de la plancha de blindaje y cada ensayo podría tener como resultado un número de dureza ligeramente diferente. Esta variación de la dureza se puede deber a variaciones menores de la química local y la microestructura de la plancha, debido a que incluso los blindajes homogéneos no son absolutamente uniformes. Pequeñas variaciones de las mediciones de dureza también pueden ser el resultado de errores en la medición del diámetro de la impresión del dispositivo de indentación de la muestra de ensayo. Dada la variación esperada de las mediciones de dureza en cualquier muestra de ensayo individual, con frecuencia se proporcionan los valores BHN en forma de intervalos, en lugar de valores discretos.

30

Tal como se muestra en la Tabla 4, las durezas de Brinell elevadas medidas para las muestras fueron de 624 y 587. Esas muestras particulares obtenidas tal y como se sometieron a endurecimiento se austenizaron a 1550 °F (843 °C) (BHN 624) o 1600 °F (871 °C) (BHN 587). Se templó una de las dos muestras en aceite (BHN 624) y la otra se enfrió al aire, y solo una de las dos muestras (BHN 624) se re-calentó antes del laminado hasta el calibre final.

35

40

En general, se observó que el uso de recocido de atemperado tendió a aumentar la dureza de la muestra, de manera que una temperatura de atemperado de 300 °F (149 °C) dio como resultado un aumento de dureza mayor en cada temperatura de austenización. Asimismo, se observó que el aumento de la temperatura de austenización generalmente tendió a disminuir el valor final de dureza obtenido. Estas correlaciones se ilustran en la Figura 1, que

representa la dureza  $HR_C$  media en función de la temperatura de austenización para muestras de 0,275 pulgadas (7 mm) y muestras de 0,310 pulgadas (7,8 mm) (panel derecho) en estado tal y como se obtuvieron del endurecimiento ("AgeN") o tras el atemperado bien a 250 °F (121 °C) ("Age25") o 300 °F (149 °C) ("Age30").

- 5 Las Figuras 2 y 3 consideran los efectos sobre la dureza del tipo de templado y si las re-planchas se calentaron antes del laminado hasta un calibre final nominal de 0,275 y 0,310 pulgadas (7 y 7,8 mm). La Figura 2 muestra la dureza de  $HR_C$  como función de la temperatura de austenización para muestras de 0,275 pulgadas no recalentadas (7 mm) (panel izquierdo superior), muestras de 0,275 pulgadas (7 mm) recalentadas (panel izquierdo inferior),  
 10 muestras de 0,310 pulgadas (7,8 mm) no recalentadas (panel derecho superior) y muestras de 0,310 pulgadas (7,8 mm) recalentadas (panel derecho inferior) en estado tal y como se obtuvieron a partir del endurecimiento ("AgeN") o tras el atemperado bien a 250 °F (121 °C) ("Age25") o 300 °F (149 °C) ("Age30"). Similarmente, la Figura 3 muestra la dureza  $HR_C$  como función de la temperatura de austenización para muestras de 0,275 pulgadas (7 mm) enfriadas al aire (panel izquierdo superior), muestras de 0,275 pulgadas (7 mm) templadas en aceite (panel izquierdo inferior),  
 15 muestras de 0,310 pulgadas (7,8 mm) enfriadas al aire (panel derecho superior) y muestras de 0,310 pulgadas (7,8 mm) templadas en aceite (panel derecho inferior) en estado tal y como se obtuvieron a partir del endurecimiento ("AgeN") o tras el atemperado bien a 250 °F (121 °C) ("Age25") o 300 °F (149 °C) ("Age30"). La dureza media de las muestras procesadas en cada una de las temperaturas de austenización y que cumplen las condiciones apropiadas para cada uno de los paneles de las Figuras 2 y 3 se representa en cada panel como el punto de datos de forma cuadrada, y cada uno de dichos puntos de datos de cada panel está conectado por líneas discontinuas para que se  
 20 pueda apreciar bien cualquier tendencia. La dureza media global de todas las muestras consideradas de cada panel de las Figuras 2 y 3 se representa en cada panel como un punto de datos con forma de diamante.

Con referencia a la figura 2, de forma general, se observó que el efecto de dureza de recalentamiento antes del laminado hasta el calibre final fue menor y no evidente, con respecto al efecto de otras variables. Por ejemplo, solo  
 25 una de las muestras con las dos durezas de Brinell más elevadas se sometió a re-calentamiento antes del laminado hasta el calibre final. Con referencia a la figura 3, generalmente, se observó que cualquier diferencia de dureza a partir del uso de un enfriamiento a aire, frente a un templado en aceite tras el tratamiento de calentamiento por austenización, resultó mínimo. Por ejemplo, solo una de las muestras con las durezas de Brinell más elevadas se recalentó en forma de plancha antes del laminado hasta el laminado para obtener el calibre final.

30 Se determinó que las muestras de aleación experimentales incluyeron una concentración elevada de austenita retenida tras los recocidos de austenización. Los espesores de plancha mayores y las temperaturas de tratamiento de austenización más elevadas tendieron a producir mayores niveles de austenita retenida. Asimismo, se observó que al menos una parte de la austenita se transformó en martensita durante el recocido de atemperado. Cualquier  
 35 martensita no atemperada presente tras el tratamiento de recocido de atemperado puede rebaja la tenacidad del material final. Con objeto de garantizar mejor la tenacidad óptima, se concluyó que se podría usar un recocido de atemperado adicional para convertir aún más cualquier austenita retenida en martensita. Sobre la base de las observaciones de los inventores, parece que una temperatura de austenización de al menos aproximadamente 1500 °F (815 °C), más preferentemente de aproximadamente 1550 °F (843 °C) es satisfactoria para los objetos evaluados  
 40 en términos de lograr la dureza elevada deseada.

### 3. Ensayo de Rendimiento Balístico

45 Se prepararon diversos paneles de ensayo de 18 x 18 pulgadas (45,7 x 45,7 mm) que tenían un espesor nominal de 0,275 pulgadas (7 mm) como se describe en la Sección 1 anterior, y a continuación se procesaron de forma adicional como se comenta a continuación. A continuación, se sometieron los paneles a ensayo de rendimiento balístico como se describe a continuación.

50 Se procesaron los ocho paneles de ensayo de la Sección 1 de forma adicional como se describe a continuación. Los ocho paneles se sometieron a austenización a 1600 °F (871 °C) durante 35 minutos (+/- 5 minutos), seguido de enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente y se sometieron a ensayo de dureza. Se determinó la dureza BHN de uno de los ocho paneles sometidos a austenización a 1600 °F (871 °C) tras el enfriamiento al aire en condición tal y como se obtuvo tras al austenización, no atemperada ("tal y como se obtuvo del endurecimiento"). El panel tal y como se obtuvo del endurecimiento exhibió una dureza de aproximadamente 600 BHN.

55 Seis de los ocho paneles sometidos a austenización a 1600 °F (871 °C) y enfriados al aire se dividieron en tres conjuntos de dos, y cada conjunto se atemperó a un valor de 250 °F (121 °C), 300 °F (149 °C) y 350 °F (177 °C) durante 90 minutos (+/- 5 minutos), se enfrió al aire hasta temperatura ambiente y se sometió a ensayo de dureza. Un panel de cada uno de los tres conjuntos de paneles atemperados (tres paneles en total) se dejó aparte, y los tres paneles atemperados restantes se volvieron a atemperar a su valor original de temperatura de atemperado de 250 °F (121 °C), 300 °F (149 °C) o 350 °F (177 °C) durante 90 minutos (+/- 5 minutos), se enfrió al aire hasta temperatura ambiente y se sometió a ensayo de dureza. Estos seis paneles se identifican en la Tabla 6 siguiente por medio de  
 60 números de ID 1 a 6.

65 Uno de los ocho paneles sometido a austenización a 1600 °F (871 °C) y enfriado al aire se sumergió en agua con hielo a 32 °C (0 °C) durante aproximadamente 15 minutos y posteriormente se retiró y se sometió a ensayo de

dureza. A continuación, el panel se atemperó a 300 °F (149 °C) durante 90 minutos (+/- 5 minutos), se enfrió al aire hasta temperatura ambiente, se sumergió en agua con hielo a 32 °F (0 °C) durante aproximadamente 15 minutos y a continuación se retiró y se sometió a ensayo de dureza. La muestra se re-atemperó posteriormente a 300 °F (149 °C) durante 90 minutos (+/- 5 minutos), se enfrió al aire hasta temperatura ambiente, se colocó de nuevo en agua con hielo a 32 °F (0 °C) durante aproximadamente 15 minutos y a continuación se retiró y se sometió a ensayo de dureza. Este panel viene referenciado en la Tabla 6 por el número ID 7.

Se procesaron de forma adicional tres paneles de ensayo adicionales preparados como se describe en la Sección 1 anterior, como se muestra a continuación, y se sometieron posteriormente a ensayo de rendimiento balístico. Se sometió a austenización cada uno de los tres paneles a 1950 °F (1065 °C) durante 35 minutos (+/- 5 minutos), se permitió el enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente y se sometió a ensayo de dureza. A continuación, se atemperó cada uno de los tres paneles a 300 °F durante 90 minutos (+/- 5 minutos), se enfrió al aire hasta temperatura ambiente y se sometió a ensayo de dureza. Posteriormente, se re-atemperaron dos de los tres paneles enfriados al aire y atemperados a 300 °F (149 °C) durante 90 minutos (+/- 5 minutos), se enfriaron al aire y a continuación se sometieron a ensayo de dureza. A continuación, se enfrió criogénicamente uno de los paneles re-atemperados hasta -120 °F (-84 °C), se permitió el calentamiento hasta temperatura ambiente y se sometió a ensayo de dureza. Estos paneles se identifican con los números ID 9-11 en la Tabla 6.

Los once paneles identificados en la Tabla 6 se evaluaron de forma individual para rendimiento balístico mediante la evaluación del límite balístico  $V_{50}$  (protección) usando proyectiles M2 AP de 7,62 mm (calibre ,30) por medio de MIL-DTL-46100E. El límite balístico  $V_{50}$  es la velocidad calculada del proyectil a la cual la probabilidad es 50 % de que el proyectil penetre en el panel de ensayo de blindaje.

De forma más precisa, bajo la especificación de obtención militar de Estados Unidos MIL-DTL-46100E ("Blindaje, Plancha, Acero, Forja, Elevada Dureza"), el límite balístico  $V_{50}$  (protección) es la velocidad media de seis velocidades de impacto justas que comprenden las tres velocidades de proyectil más bajas que tienen como resultado la penetración completa y las tres velocidades de proyectil más elevadas que tienen como resultado la penetración parcial. Se permite una dispersión máxima de 150 pies/s (pps) (45,7 m/s) entre las velocidades más baja y más elevada empleadas en la determinación de  $V_{50}$ . En los casos en los que la velocidad de penetración completa más baja sea menor que la velocidad de penetración parcial más elevada en más de 150 pps (45,7 m/s), el límite balístico está basado en diez velocidades (las cinco velocidades más bajas que son el resultado de la penetración completa y las cinco velocidades más elevadas que tienen como resultado penetraciones parciales). Cuando se usa el límite balístico de dispersión excesiva con redondeo a la décima, se debe reducir la dispersión de velocidad al nivel parcial más bajo, y tan próximo como sea posible a 150 pps (45,7 m/s). Se usa el método de disparo ascendente y descendente normal para la determinación del límite balístico  $V_{50}$  (protección), con corrección de todas las velocidades a la velocidad de penetración. Si el límite balístico  $V_{50}$  computado es menor de 30 fps (9,14 m/s) por encima del mínimo requerido y existe una separación (velocidad de penetración parcial elevada por debajo de la velocidad de penetración completa baja) de 30 fps (9,14 m/s) o más, se continúa el disparo del proyectil, según sea necesario, para reducir la separación hasta 25 fps (7,62 m/s) o menos.

El límite balístico  $V_{50}$  calculado para el panel de ensayo se puede comparar con el  $V_{50}$  mínimo requerido para el espesor particular del panel de ensayo. Si el  $V_{50}$  calculado para el panel de ensayo supera el  $V_{50}$  mínimo requerido, entonces se puede decir que el panel de ensayo ha "pasado" los criterios de rendimiento balístico de requisito. Los valores mínimos de límite balístico  $V_{50}$  para el blindaje de plancha se explican en diversas especificaciones militares de Estados Unidos, incluyendo MIL-DTL-46100E y MIL-A-46099C ("Plancha de Blindaje, Acero, Unidos por Laminado, Dureza DNAL (de 0,187 pulgadas (0,47 cm) a 0,700 pulgadas (1,78 cm) incluidas)).

La Tabla 6 expone la siguiente información para cada uno de los once paneles de ensayo balístico: número ID de muestra; temperatura de austenización; dureza BHN tras enfriamiento hasta temperatura ambiente a partir del tratamiento de austenización ("tal y como se obtuvo del endurecimiento"); parámetros de tratamiento de atemperado (si se usan); dureza BHN tras enfriamiento hasta temperatura ambiente a partir de la temperatura de atemperado; parámetros de tratamiento de re-atemperado (si se usa); dureza de BHN tras enfriamiento a temperatura ambiente a partir de la temperatura de re-atemperado; y la diferencia en fps entre el límite  $V_{50}$  balístico calculado del panel y el límite  $V_{50}$  balístico mínimo requerido por medio de MIL-DTL-46100E y por medio de MIL-A-46099C. Los valores positivos de diferencia  $V_{50}$  de la Tabla 6 (por ejemplo, "+419") indican que el límite balístico  $V_{50}$  calculado para un panel superó el  $V_{50}$  requerido por el alcance indicado. Los valores negativos de diferencia (por ejemplo "-44") indican que el  $V_{50}$  calculado para el panel fue menor que el  $V_{50}$  requerido para la especificación militar indicada por el alcance indicado.

Tabla 6

ID	Aus. Temp. (°F)	As. Dureza Endurecida (BHN)	Dureza después de		Dureza		Dureza		V <sub>50</sub> frente a 46100E (fps)	V <sub>50</sub> frente a 46099C (fps)
			Atemperado (minutos a °F)	(BHN)	Re- Atemperado (minutos a °F)	Después del Re- Atemperado (BHN)	Re- Atemperado (minutos a °F)	Después del Re- Atemperado (BHN)		
1	1600	600	90 a 250	600	NA	NA	NA	NA	+419	+37
2	1600	600	90 a 250	600	90 a 250	600	NA	NA	+341	-44
3	1600	600	90 a 300	600	NA	NA	NA	NA	+309	-74
4	1600	600	90 a 300	600	90 a 300	600	NA	NA	+346	-38
5	1600	600	90 a 350	578	NA	NA	NA	NA	+231	-153
6	1600	600	90 a 350	578	90 a 350	578	NA	NA	+240	-144
7	1600	600	15 a 32	600	90 a 300 +AC+ 15 a 32	600	90 a 300 +AC+ 15 a 32	600	+372	-16
8	1950	555	90 a 300	555	NA	NA	NA	NA	+243	-137
9	1950	555	90 a 300	555	90 a 300	555	NA	NA	+234	-147
10	1950	555	90 a 300	--	90 a 300	--	-120	--	--	--

Se prepararon ocho paneles de ensayo adicionales de 18 x 18 pulgadas (45,7 x 45,7 cm) (nominal), numerados 12-19, formados por la aleación experimental, como se describe en la Sección 1 anterior. Nominalmente, cada uno de los paneles presentó un espesor de 0,275 pulgadas (7 mm) o 0,320 pulgadas (7,8 mm). Cada uno de los ocho paneles se sometió a un tratamiento de austenización por medio de calentamiento a 1600 °F (871 °C) durante 35 minutos (+/- 5 minutos) y a continuación se enfrió al aire hasta temperatura ambiente. Se evaluó el panel 12 en cuanto a rendimiento balístico en estado tal y como se obtuvo del endurecimiento (tal y como se obtuvo del enfriamiento, sin tratamiento de atemperado) frente a proyectiles de M2 AP de 7,62 mm (calibre ,30). Se sometieron los paneles 13-19 a etapas de atemperado individuales mostradas en la Tabla 7, se enfriaron al aire hasta temperatura ambiente y a continuación se evaluó el rendimiento balístico de la misma forma que en los paneles 1-11 anteriores. Cada uno de los tiempos de atemperado mostrados en la Tabla 7 son aproximaciones y, realmente, estuvieron dentro de +/- 5 minutos de las duraciones de tiempo mostradas. La Tabla 8 muestra el límite balístico  $V_{50}$  calculado (rendimiento) de cada uno de los paneles de ensayo 12-19, junto con el  $V_{50}$  mínimo requerido por medio de MIL-DTL-46100E y por medio de MIL-A-46099C para el espesor de panel particular mostrado en la Tabla 7.

Tabla 7

ID	Calibre (pulgadas)	Sin atemperado	Atemperado a 175 °F (79 °C) durante 60 minutos	Atemperado a 200°F (93 °C) durante 60 minutos	Atemperado a 225°F (107 °C) durante 60 minutos	Atemperado a 250°F (121 °C) durante 30 minutos	Atemperado a 250°F (121 °C) durante 60 minutos	Atemperado a 250°F (121 °C) durante 90 minutos	Atemperado a 250°F (121 °C) durante 120 minutos
12	0,282	X							
13	0,280		X						
14	0,281			X					
15	0,282				X				
16	0,278					X			
17	0,278						X		
18	0,285							X	
19	0,281								X

Tabla 8

ID de Muestra	Límite Balístico $V_{50}$ Calculado (fps)	Límite Balístico $V_{50}$ Mínimo por medio de MIL-DTL-46100E (fps)	Límite Balístico $V_{50}$ Mínimo por medio de MIL-A-46099C (fps)
12	2936	2426	2807
13	2978	2415	2796
14	3031	2421	2801
15	2969	2426	2807
16	2877	2403	2785
17	2915	2403	2785
18	2914	2443	2823
19	2918	2421	2801

Se pueden preparar productos molidos en forma de, por ejemplo, plancha, barras, lámina a partir de aleaciones de acuerdo con la presente divulgación por medio de procesamiento que incluye las etapas formuladas con las observaciones anteriores y las conclusiones previstas con el fin de optimizar la dureza y el rendimiento balístico de la aleación. Como se comprende por parte del experto común, una producto de "plancha" tiene un espesor de al menos 3/16 pulgadas (0,48 cm) y una anchura de al menos 10 pulgadas (25,4 cm) y un producto de "lámina" tiene un espesor no mayor de 3/16 pulgadas (0,48 cm) y una anchura de al menos 10 pulgadas (25,4 cm). El experto común comprenderá las diferencias entre los diversos productos molidos convencionales, tales como una plancha, lámina y una barra.

#### 4. Ensayos de Laminado

##### a. Ensayo 1

Se procesaron grupos de muestras de 0,275 x 18 x 18 pulgadas (0,70 x 45,7 x 45,7 cm) que tenían la química real mostrada en la Tabla 2, a través de un ciclo de austenización por medio de calentamiento de las muestras a 1600 ± 10°F (871 ± 6°C) durante 35 minutos ± 5 minutos, y a continuación se enfriaron a temperatura ambiente usando diferentes métodos para afectar a la trayectoria de enfriamiento. Posteriormente, se atemperaron las muestras enfriadas durante un tiempo definido, y se permitió el enfriamiento al aire hasta temperatura ambiente. Se sometió a ensayo la dureza de Brinell de las muestras y se sometieron a ensayo balístico. Lo deseable son valores  $V_{50}$  balísticos que cumplieran los requisitos de la especificación MIL-DTL-46100E. Preferentemente, el rendimiento balístico tal y como se evaluó por medio de los valores  $V_{50}$  balísticos no es menor de 150 pies/s (45,7 m/s) menor que los valores  $V_{50}$  necesarios para la especificación MIL-A-46099C. En general, MIL-A-46099C requiere valores de  $V_{50}$  significativamente más elevados que son generalmente 300-400 fps (91,4 - 121,9 m/s) mayores que lo requerido por MIL-DTL-46100E.

La Tabla 9 presenta la dureza y los resultados de  $V_{50}$  para muestras enfriadas a partir de la temperatura de austenización por medio de colocación de las mismas en rejilla vertical, en una rejilla de enfriamiento con una separación de 1 pulgada (2,54 cm) entre las muestras y dejando que éstas se enfriaran hasta temperatura ambiente al aire en un entorno de temperatura ambiente. La Figura 4 muestra esquemáticamente la configuración de apilado de estas muestras.

La Tabla 10 proporciona la dureza y los valores de  $V_{50}$  para muestras enfriadas a partir de la temperatura de austenización usando las mismas condiciones de enfriamiento generales y la misma configuración de rejilla vertical de las muestras de la Tabla 9, pero en la que el ventilador de enfriamiento hizo circular aire a temperatura ambiente alrededor de las muestras. De este modo, la tasa medida a la cual las muestras presentadas en la Tabla 10 se enfrían a partir de la temperatura de austenización superó la de las muestras presentadas en la Tabla 9.

La Tabla 11 presenta los resultados de dureza y  $V_{50}$  para muestras enfriadas al aire dispuesta en sentido horizontal sobre la rejilla de enfriamiento y apiladas en contacto con muestras adyacentes para afectar a la velocidad a la cual se enfrían las muestras desde la temperatura de austenización. Se representan los valores  $V_{50}$  incluidos en la Tabla 11 como función de la práctica de atemperado de la Figura 6. Se usaron cuatro configuraciones de apilado diferentes para las muestras de la Tabla 11. En una configuración, mostrada en la parte superior de la Figura 5, se colocaron dos muestras en contacto una con la otra. En otra configuración, mostrada en la parte inferior de la Figura 5, se colocaron tres muestras en contacto una con la otra. La Figura 8 es un diagrama de las curvas de enfriamiento de las muestras apiladas como se muestra en las parte superior e inferior de la Figura 5. La Figura 7 muestra dos configuraciones adicionales de apilado en las que se colocaron cuatro placas (parte superior) o cinco placas (parte inferior) en contacto unas con otras al tiempo que se enfriaba desde la temperatura de austenización. La Figura 9 es un diagrama de las curvas de enfriamiento de las muestras apiladas como se muestra en las parte superior e inferior de la Figura 7. Para cada muestra presentada en la Tabla 11, la segunda columna de la tabla indica el número total de muestras asociadas en la configuración de apilado. Cabe esperar que el aire circulante alrededor de las muestras (frente, al enfriamiento al aire) y la colocación de diferentes números de muestras en contacto unas con otras, como en el caso de las Tablas 9, 10 y 11, afecte a la forma de las curvas de enfriamiento para las diversas muestras. En otras palabras, cabe esperar que las trayectorias particulares seguidas por las curvas de enfriamiento (es decir, las "formas" de las curvas) difieran de las diversas configuraciones de las muestras de las Tablas 9, 10 y 11. Por ejemplo, la velocidad de enfriamiento en una o más regiones de la curva de enfriamiento para una muestra enfriada en contacto con otras muestras puede ser menor que la velocidad de enfriamiento para una muestra separada, colocada en rejilla vertical en la misma región de la curva de enfriamiento. Se piensa que las diferencias en cuanto al enfriamiento de las muestras dio lugar a diferencias micro-estructurales en las muestras que afectaron de forma inesperada a la resistencia a la penetración balística de las muestras, como se comenta a continuación.

Las Tablas 9-11 identifican el tratamiento de atemperado usado con cada muestra presentada en esas tablas. Los resultados  $V_{50}$  de las Tablas 9-11 se presentan como una diferencia en pies/segundo (fps) con respecto a la velocidad  $V_{50}$  mínima requerida para el tamaño de muestra de ensayo particular bajo la especificación MIL-A-46099C. A modo de ejemplos, un valor de "-156" significa que el  $V_{50}$  para la muestra, evaluado por medio de la especificación militar usando munición de perforación de blindaje de 7,62 mm (calibre ,30), fue 156 fps (47,5 m/s) menor que el valor requerido bajo la especificación militar, y un valor de "+82" significa que la velocidad  $V_{50}$  superó el valor requerido en 82 fps (25 m/s). De este modo, los valores grandes positivos de diferencia, son los más preferidos ya que reflejan la resistencia a la penetración balística que supera el  $V_{50}$  requerido bajo la especificación militar. Se estimaron los valores  $V_{50}$  presentados en la Tabla 9 ya que las placas objetivo (degradadas) se fisuraron (degradaron) durante al ensayo balístico. Los resultados balísticos de las muestras presentadas en las Tablas 9 y 10 experimentaron una incidencia superior de fisuración.

Tabla 9 - Muestras Enfriadas al Aire, Colocadas en Rejilla Vertical con una Separación de 1 Pulgada (2,54 cm)

Muestra	Tratamiento de Atemperado (temperatura en °F/tiempo a temperatura/enfriamiento)	$V_{50}$ (46099C) (fps)	Dureza media tras Austenización (HBN)	Dureza Media Tras Atemperado (HBN)
79804AB1	200/60/AC	--	712	712
79804AB2	200/60/AC +	--	712	712
	350/60/AC	+3	712	640
79804AB3	200/60/AC	--	712	704
79804AB4	200/60/AC	--	712	712
79804AB5	225/60/AC	--	712	712
79804AB6	225/60/AC	--	712	704
79804AB7	225/60/AC	--	712	712
79804AB8	400/60/AC	-155	712	608
79804AB9	500/60/AC	-61	712	601



79804AB10	600/60/AC	-142	712	601
-----------	-----------	------	-----	-----

Tabla 10 - Muestras Enfriadas con Ventilador, Colocadas en Rejilla Vertical con una Separación de 1 Pulgada (2,54 cm)

Muestra	Tratamiento de Atemperado (temperatura en °F/tiempo a temperatura/enfriamiento)	V <sub>50</sub> (estimado) (46099C) (fps)	Dureza media tras Austenización (HBN)	Dureza Media Tras Atemperado (HBN)
79373AB1	200/60/AC	-95	712	675
79373AB2	200/120/AC	-47	712	675
79373AB3	225/60/AC	+35	712	668
79373AB4	225/120/AC	-227	712	682
79373AB5	250/60/AC	+82	712	682
79373AB6	250/120/AC	+39	712	682
79373AB7	275/60/AC	+82	712	682
79373AB8	275/120/AC	+ 13	712	675
79373AB9	300/60/AC	-54	712	675

5

Tabla 11 - Muestras Enfriadas al Aire, Muestras Apiladas

Muestra	Apilado (n.º de placas de muestras)	Tratamiento de Atemperado (temperatura en °F/tiempo a temperatura/enfriamiento)	V <sub>50</sub> (46099C) (fps)	Dureza media tras Austenización (HBN)	Dureza Media Tras Atemperado (HBN)
79804AB3	2	225/60/AC	+ 191	653	653
79804AB4	2	225/60/AC	+ 135	653	653
79804AB1	3	225/60/AC	+222	640	627
79804AB5	3	225/60/AC	+ 198	640	640
79804AB6	3	225/60/AC	+ 167	627	627
79804AB7	4	225/60/AC	+88	646	646
79373DA1	4	225/60/AC	+97	601	601
79373DA2	4	225/60/AC	-24	601	601
79373DA3	4	225/60/AC	+ 108	620	607
79373DA4	5	225/60/AC	+ 114	627	614
79373DA5	5	225/60/AC	+ 133	627	601
79373DA6	5	225/60/AC	+ 138	620	601
79373DA7	5	225/60/AC	+ 140	620	614
79373DA8	5	225/60/AC	+ 145	614	621

Los valores de dureza para las muestras presentadas en la Tabla 11 fueron significativamente menores que los de las muestras de las Tablas 9 y 10. Se piensa que esta diferencia es el resultado de la colocación de las muestras en contacto unas con otras cuando tiene lugar el enfriamiento de las muestras a partir de la temperatura de austenización, que modificó la curva de enfriamiento de las muestras con respecto a las muestras "templadas al aire" referenciadas en las Tablas 9 y 10 y en la Figura 4. También se piensa que el enfriamiento más lento usado para las muestras de la Tabla 11 actúa como auto-templado del material durante el enfriamiento a partir de la temperatura de austenización hasta temperatura ambiente.

10

15

20

25

Como se ha comentado anteriormente, la creencia convencional es que el aumento de la dureza del blindaje de acero mejora la capacidad del blindaje para fracturar los proyectiles que impactan, y de este modo, debería mejorar el rendimiento balístico tal y como se evalúa, por ejemplo, por medio del ensayo de velocidad V<sub>50</sub>. Las muestras de las Tablas 9 y 10 fueron idénticas en cuanto a composición a las de la Tabla 11 y, con la excepción de la manera de enfriamiento a partir de la temperatura de austenización, se procesaron de forma sustancialmente igual. Por lo tanto, las personas con experiencia común en la producción de materiales de blindaje de acero deberían esperar que la menor dureza superficial de las muestras de la Tabla 11 afectaría negativamente a la resistencia a la penetración balística y tendría como resultado menores velocidades V<sub>50</sub> con respecto a las muestras de las Tablas 9 y 10. En su lugar, los presentes inventores encontraron que las muestras de la Tabla 11, de forma inesperada, mostraron una resistencia a la penetración significativamente mejorada, con una menor incidencia de fisuración al tiempo que se mantiene valores positivos V<sub>50</sub>. Considerando la mejora evidente de las propiedades balísticas en los

ensayos experimentales cuando tiene lugar el atemperado del acero tras enfriamiento a partir de la temperatura de austenización, se piensa que las operaciones a escala de molienda resultarían beneficiosas para atemperar a 250-450 °F (121-232 °C) y preferentemente a aproximadamente 375 °F (190 °C), durante aproximadamente 1 hora tras enfriamiento a partir de la temperatura de austenización.

5 La velocidad media  $V_{50}$  de la Tabla 11 es de 119,6 fps (36,4 m/s) mayor que la velocidad  $V_{50}$  requerida para las muestras bajo MIL-A-46099C. Por consiguiente, los datos experimentales de la Tabla 11 muestran que las realizaciones de los blindajes de acero de acuerdo con la presente divulgación tienen velocidades  $V_{50}$  que se aproximan o superan los valores requeridos bajo MIL-A-46099C. Por el contrario, el  $V_{50}$  medio presentado en la  
10 Tabla 10 para las muestras enfriadas a una velocidad más elevada fue únicamente 2 fps (0,61 m/s) mayor que el requerido bajo la especificación, y las muestras experimentaron una resistencia a la fisuración por impacto múltiple inaceptable. Dado que los requisitos de velocidad  $V_{50}$  de MIL-A-46099C son aproximadamente 300-400 fps (91,4 - 121,9 m/s) mayores que la especificación MIL-DTL-461000E, determinadas realizaciones de blindaje de acero de acuerdo con la presente divulgación también se aproximan o cumplen los valores requeridos bajo MIL-DTL-461000E.  
15 Aunque sin limitar en modo alguno la invención de la presente divulgación, las velocidades  $V_{50}$  preferentemente no son menores de 150 fps (45,7 m/s) menores que los valores requeridos por MIL-A-46099C. En otras palabras, las velocidades  $V_{50}$  preferentemente son al menos tan grandes como un  $V_{50}$  de 150 pies/s (45, 7 m/s) menores que el valor  $V_{50}$  requerido bajo la especificación MIL-A-46099C con una propagación mínima de fisuras.

20 El rendimiento medio de resistencia a la penetración de las realizaciones de la Tabla 11 es sustancial y se piensa que es al menos comparable a determinados materiales de blindaje de aleación de alto coste, o placa de blindaje de dureza dual K-12®. En resumen, aunque las muestras de blindaje de acero de la Tabla 11 tuvieron una dureza superficial significativamente más baja que las muestras de las Tablas 9 y 10, mostraron de forma inesperada una resistencia a la penetración balística sustancialmente mayor, con menor incidencia a la propagación de fisuras, y es  
25 comparable a la resistencia balística de determinadas aleaciones de blindaje de alta aleación y mejoradas.

Sin pretender venir avalado por teoría alguna particular, los inventores piensan que la única composición de los blindajes de acero de acuerdo con la presente divulgación y el enfoque no convencional para el enfriamiento de los blindajes a partir de la temperatura de austenización son importantes para proporcionar los blindajes de acero con resistencia a la penetración inesperadamente elevada. Los inventores observaron que el rendimiento balístico sustancial de las muestras de la Tabla 11 no fue únicamente una función de la menor dureza de las muestras con respecto a las muestras de las Tablas 9 y 10. De hecho, como se muestra en la Tabla 12 siguiente, determinadas muestras de la Tabla 9 presentaron una dureza posterior al atemperado que fue sustancialmente la misma que la dureza posterior al atemperado de las muestras de las Tabla 11, pero las muestras de la Tabla 11, que se enfriaron a partir de la temperatura de austenización de forma diferente a las muestras de las Tablas 9 y 10, presentaron velocidades  $V_{50}$  más elevadas con menor incidencia de fisuración. Por lo tanto, sin pretender quedar avalado por teoría particular alguna de operación, se piensa que la mejora significativa de la resistencia a la penetración de la Tabla 11 puede ser el resultado de un cambio micro-estructural significativo e inesperado que tuvo lugar durante la manera convencional de enfriamiento y que, adicionalmente, permitió el auto-atemperado del material al tiempo que se produce el enfriamiento hasta temperatura ambiente.  
40

Aunque en los presentes ensayos se modificó la curva de enfriamiento a partir de la de la etapa convencional de templado con aire mediante colocación de las muestras en contacto una con otra con una orientación horizontal sobre la rejilla de enfriamiento, basándose en las observaciones de los inventores comentadas en la presente memoria, se piensa que se pueden usar otros medios de modificación de la curva de enfriamiento convencional para afectar de manera beneficiosa al rendimiento balístico de las aleaciones de acuerdo con la presente divulgación. Los ejemplos de posibles vías de modificar beneficiosamente la curva de enfriamiento de las aleaciones incluyen el enfriamiento a partir de la temperatura de austenización en una zona de enfriamiento controlado o cubrir la aleación con un material térmicamente aislante tal como, por ejemplo, material de Kaowool, durante toda o parte de la etapa de enfriamiento de la aleación a partir de la temperatura de austenización.  
50

Tabla 12

Tabla 9 - Muestras seleccionadas		Tabla 11 - Muestras seleccionadas	
Media Dureza tras Atemperado (HBN)	$V_{50}$ (46099C) (fps)	Media Dureza tras Atemperado (HBN)	$V_{50}$ (46099C) (fps)
640	+3	640	+198
608	-155	607	+ 108
601	-61	601	+97
601	-142	601	-24
		601	+133
		601	+138

A la luz de las ventajas obtenidas por medio de la dureza en las aplicaciones de blindaje, preferentemente los aceros de baja aleación de acuerdo con la presente divulgación tienen una dureza de al menos 550 HBN. Basándose en los resultados de ensayos anteriores y la observación de los presentes inventores, los aceros de acuerdo con la presente invención preferentemente tienen una dureza que es mayor de 550 HBN y menor de 700 HB; y más preferentemente mayor de 550 HBN y menor de 675. De acuerdo con una realización particularmente preferida, los aceros de acuerdo con la presente divulgación tienen una dureza que es al menos 600 HBN y menor de 675 HBN. La dureza probablemente juega un papel importante en el establecimiento del rendimiento balístico. Sin embargo, las aleaciones experimentales de blindaje producidas de acuerdo con los presentes métodos también obtienen su resistencia a la penetración sustancial inesperada a partir de cambios micro-estructurales que son el resultado de la manera no convencional de enfriamiento de las muestras, que modifica las curvas de enfriamiento de las muestras desde una curva que se caracteriza por una etapa convencional de enfriamiento de las muestras a partir de la temperatura de austenización en aire.

b. Ensayo 2

Se llevó a cabo un ensayo experimental para investigar los cambios específicos en las curvas de enfriamiento de las aleaciones enfriadas desde la temperatura de austenización que puede ser al menos parcialmente responsable de la mejora inesperada de la resistencia a la penetración balística de las aleaciones de acuerdo con la presente divulgación. Se calentaron dos grupos de placas de muestra de 0,310 pulgadas (0,79 cm) que tenían la química real mostrada en la Tabla 2 hasta una temperatura de austenización de  $1600 \pm 10^{\circ}\text{F}$  ( $871 \pm 6^{\circ}\text{C}$ ) durante 35 minutos  $\pm$  5 minutos. Se organizaron los grupos sobre la bandeja del horno en dos configuraciones diferentes para afectar a la curva de enfriamiento de las muestras a partir de la temperatura de austenización. En una primera configuración ilustrada en la Figura 10, se colocaron tres muestras (nos. DA-7, DA-8 y DA-9) sobre una rejilla vertical con una separación mínima de 1 pulgada (2,54 cm) entre las muestras. Se colocó un primer termopar (denominado "canal 1") sobre la cara de la muestra media (DA-8) de las muestras colocadas sobre la rejilla. Se colocó un segundo termopar (canal 2) sobre la cara exterior (es decir, no mirando a la placa media) de una placa externa (DA-7). En una segunda configuración, mostrada en la Figura 11, se apilaron horizontalmente tres muestras en contacto unas con otras, con la muestra n.º DA-10 en la parte inferior, muestra n.º BA-2 en la parte superior, y la muestra n.º BA-1 en el medio. Se colocó un primer termopar (canal 3) sobre la superficie superior de la muestra inferior, y un segundo termopar (canal 4) sobre la superficie inferior de la muestra superior (opuesta a la superficie superior de la muestra media). Tras calentar cada configuración de muestra y mantener a la temperatura de austenización, se retiró la bandeja de muestra del horno y se dejó enfriar al aire hasta que las muestras estuvieron por debajo de 300 °F (149 °C).

Se evaluó la dureza (HBN) en las posiciones de las esquinas de cada muestra después de enfriar las muestras desde la temperatura de austenización hasta temperatura ambiente, y de nuevo después de cada atemperar cada muestra austenizada durante 60 minutos a 225 °F (107 °C). Los resultados se muestran en la tabla 13.

Tabla 13

Muestras	Dureza (HBN) en las Esquinas de Muestra Tras Enfriar desde la Temperatura de Austenización				Dureza (HBN) en las Esquinas de Muestra tras el Tratamiento de Atemporado			
Apilado en Sentido Vertical								
Muestras	Dureza (HBN) en las Esquinas de Muestra Tras Enfriar desde la Temperatura de Austenización				Dureza (HBN) en las Esquinas de Muestra tras el Tratamiento de Atemporado			
DA-7	653	601	653	653	653	627	601	627
DA-8	627	601	653	627	653	627	653	653
DA-9	653	653	653	627	601	627	601	627
Apilado en Sentido Horizontal								
DA-10 (parte inferior)	653	653	627	627	653	627	601	653
BA-1 (medio)	653	653	653	653	682	682	653	653
BA-2 (parte superior)	712	653	653	653	653	653	653	653

La curva de enfriamiento mostrada en la Figura 12 representa la temperatura de muestra registrada en cada uno de los canales 1-4 desde un momento justo después de retirar las muestras del horno de austenización hasta alcanzar

una temperatura dentro del intervalo de aproximadamente 200-400 °F (93-204 °C). La Figura 12 también muestra una posible curva de transformación de enfriamiento continuo (CCT) para la aleación, que ilustra diversas regiones de fase para la aleación a medida que se enfría desde temperatura elevada. La Figura 13 muestra una vista detallada de la parte de la curva de enfriamiento de la Figura 11 que incluye la región en la que cada una de las curvas de enfriamiento para los canales 1-4 intersecta la curva CCT teórica. De forma análoga, la Figura 14 muestra una parte de la curva de enfriamiento y las curvas CCT mostradas en la Figura 12, en el intervalo de temperatura de muestra 500-900°F (260-482°C). Las curvas de enfriamiento para los canales 1 y 2 (muestras colocadas en rejilla vertical) son similares a las curvas para los canales 3 y 4 (las muestras apiladas). Sin embargo, las curvas para los canales 1 y 2 siguen trayectorias diferentes a las curvas para los canales 3 y 4, y especialmente para la parte preliminar de las curvas de enfriamiento (durante el comienzo de la etapa de enfriamiento). Posteriormente, las formas de las curvas para los canales 1 y 2 reflejan y tasa de enfriamiento más rápida que para los canales 3 y 4. Por ejemplo, en la región de la curva de enfriamiento en la que las curvas de enfriamiento de canal individual intersectan primero con la curva CCT, la velocidad de enfriamiento para los canales 1 y 2 (muestras colocadas sobre rejilla vertical) fue de aproximadamente 136°F/min (75.6°C/min), y para los canales 3 y 4 (muestras apiladas) fue de aproximadamente 98°F/min (54,4°C/min) y aproximadamente 107°F/min (59,4°C/min), respectivamente. Como cabría esperar, las velocidades de enfriamiento para los canales 3 y 4 se encuentran entre las velocidades de enfriamiento medidas para los ensayos de enfriamiento que implican dos placas apiladas (111 °F/min (61,7°C/min)) y 5 placas apiladas (95°F/min (52,8°C/min)), comentadas con anterioridad. Las curvas de enfriamiento para los ensayos de enfriamiento de dos placas apiladas ("2PI") y 5 placas apiladas ("5PI") también se muestran en las Figuras 12-14.

Las curvas de enfriamiento mostradas en las Figuras 12-14 para los canales 1-4 sugieren que ninguna de las velocidades de enfriamiento difiere de forma sustancial. Como se muestra en las Figuras 12 y 13, sin embargo, cada una de las curvas inicialmente intersecta la curva de CCT en diferentes puntos, lo que indica cantidades diferentes de transición, lo cual puede afectar significativamente a las micro-estructuras relativas de las muestras. La variación del punto de intersección de la curva CCT viene determinada en gran medida por el grado de enfriamiento que tiene lugar mientras la muestra está a temperatura elevada. Por lo tanto, la cantidad de enfriamiento que tiene lugar en el período de tiempo relativamente temprano después de retirar la muestra del horno puede afectar significativamente a la microestructura final de las muestras, y esto puede a su vez proporcionar o contribuir a la mejora inesperada de la resistencia a la penetración balística comentada en la presente memoria. Por lo tanto, el ensayo experimental confirmó que la manera en la que se enfrían las muestras a partir de la temperatura de austenización podría afectar a la microestructura de la aleación, y esta puede ser al menos parcialmente responsable de un mejor rendimiento balístico de las aleaciones de blindaje de acuerdo con la presente divulgación.

Los blindajes de acero de acuerdo con la presente divulgación proporcionarían un valor sustancial en la medida en que puedan exhibir un rendimiento balístico al menos compatible con aleaciones de blindaje de alta aleación mejoradas, al tiempo que excluyen niveles sustancialmente más bajo de ingredientes de aleación costosos tales como, por ejemplo, níquel, molibdeno y cromo. Dado el rendimiento y las ventajas de coste de las realizaciones de los blindajes de acero de acuerdo con la presente divulgación, se piensa que dichos blindajes son una ventaja muy sustancial con respecto a muchas aleaciones de blindaje existentes.

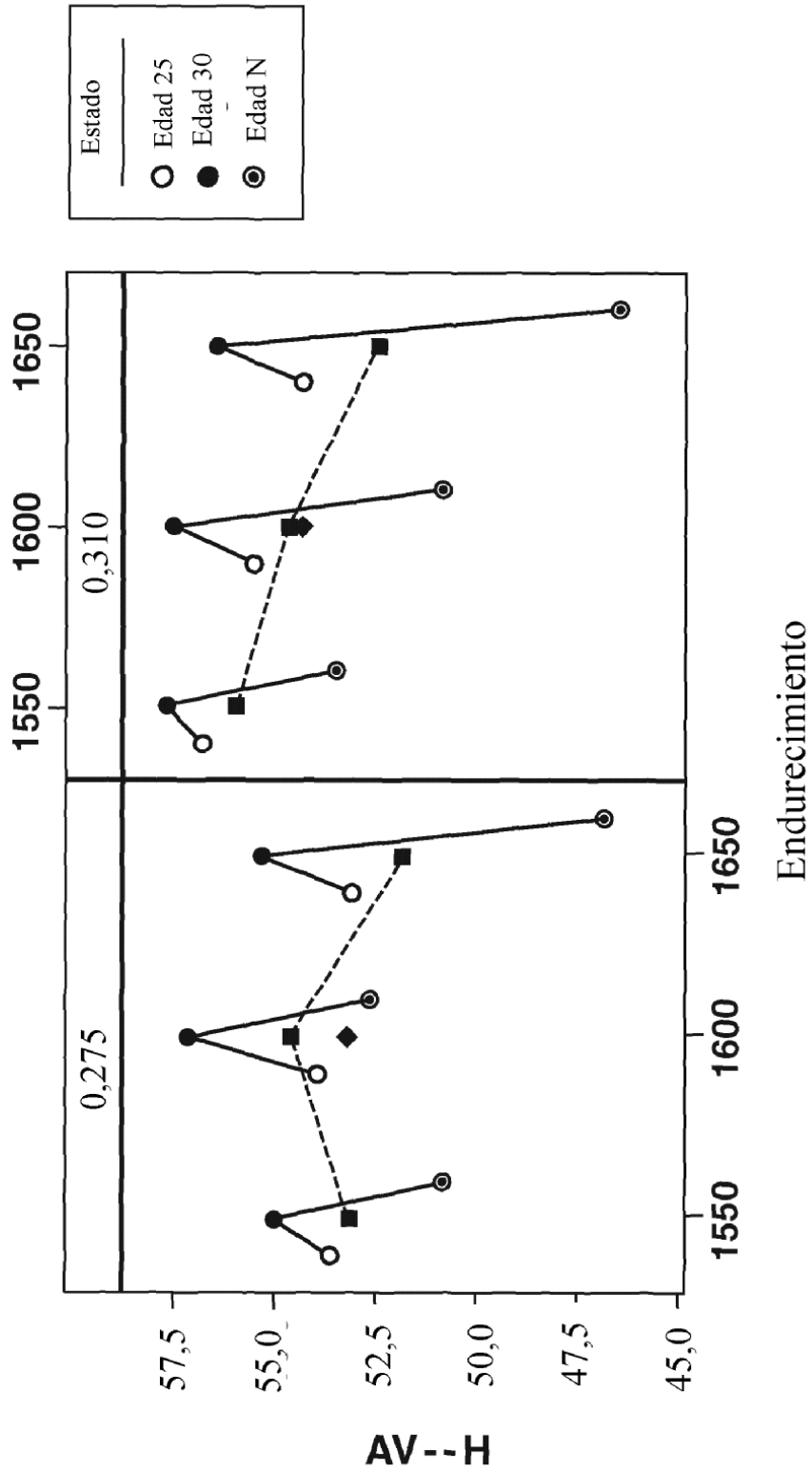
La placa de aleación y otros productos molidos preparados de acuerdo con la presente divulgación se pueden usar en aplicaciones convencionales de blindaje. Dichas aplicaciones incluyen, por ejemplo, fundas blindadas y otros componentes para vehículos de combate, armamento, puertas blindadas y cerramientos, y otro objetos de fabricación que precisan o se aprovechan de la protección frente a impactos de proyectiles, explosiones y otro amenazas de alta energía. Estos ejemplos de posibles aplicaciones para aleaciones de acuerdo con la presente divulgación se ofrecen a modo de ejemplo únicamente, y no son exhaustivas de todas las aplicaciones a las cuales se pueden aplicar las presente aleaciones. Los expertos en la técnica, tras la lectura de la presente divulgación, identificar fácilmente las aplicaciones adicionales para la aleaciones descritas en la presente memoria. Se piensa que los expertos en la técnica serán capaces de fabricar la totalidad de dichos objetos de fabricación a partir de aleaciones de acuerdo con la presente divulgación basándose en el conocimiento existente en la técnica. Por consiguiente, la discusión adicional de los procedimientos de fabricación de dichos objetos de fabricación resulta innecesaria en la presente memoria.

Aunque la descripción anterior presenta únicamente un número limitado de realizaciones, los expertos en la técnica relevante apreciarán que se pueden llevar a cabo diversos cambios en las presentes aleaciones, métodos y objetos de fabricación por parte de los expertos en la técnica, y la totalidad de dichas modificaciones permanecen dentro del principio y alcance de la presente divulgación tal y como se expresa en la presente memoria y en las reivindicaciones adjuntas. También se apreciará por parte de los expertos en la técnica que los cambios podrían realizarse en las realizaciones anteriores sin apartarse de su amplio concepto de la invención. Se entiende, por lo tanto, que la presente invención no se limita a las realizaciones particulares divulgadas, sino que se pretende que abarque las modificaciones que se encuentran dentro del principio y alcance de la invención, como se define por medio de las reivindicaciones.

**REIVINDICACIONES**

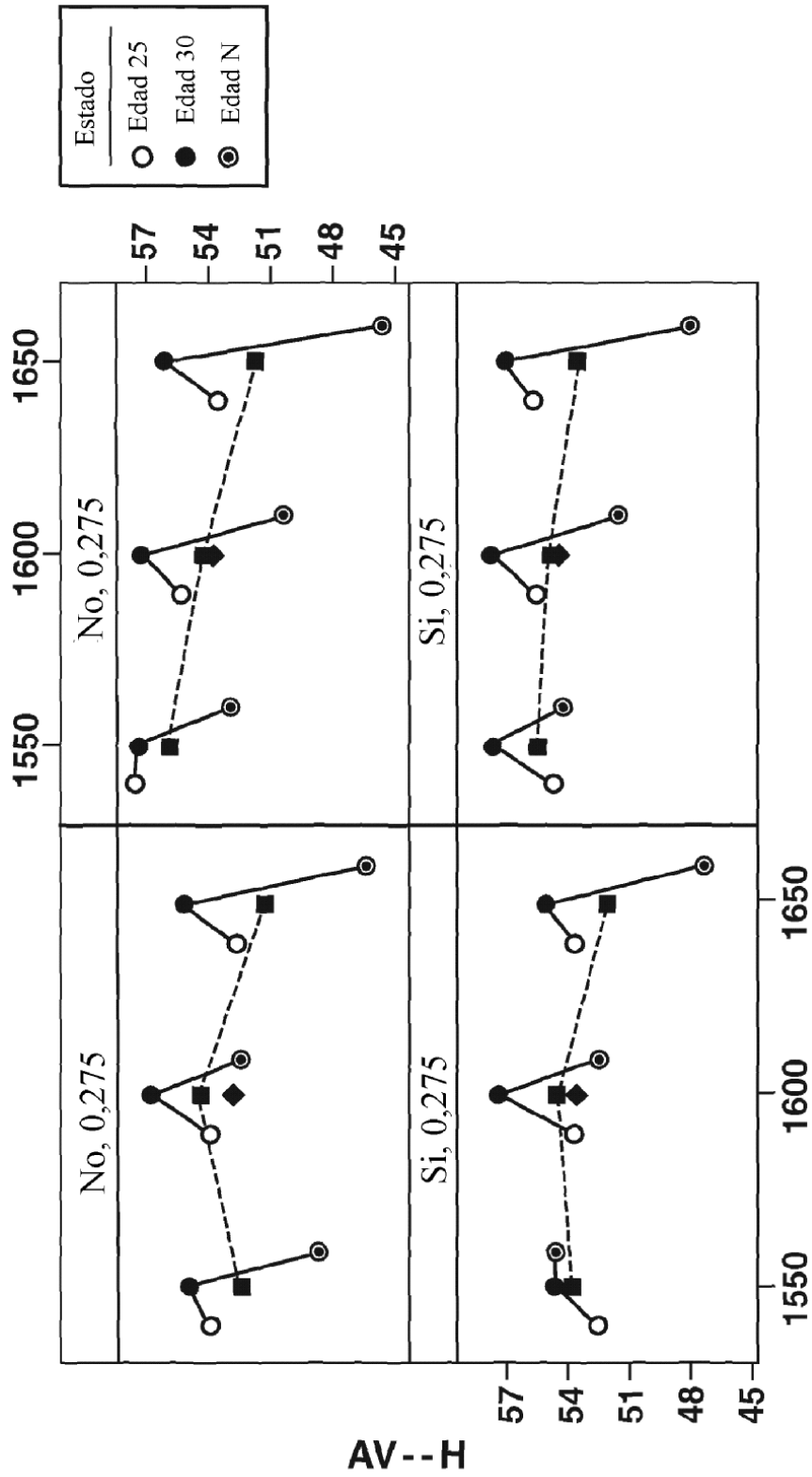
- 5 1. Una aleación a base de hierro que presenta una dureza mayor de 550 HBN y un límite balístico  $V_{50}$  como mínimo igual al  $V_{50}$  requerido con la especificación MIL-DTL-46100E, comprendiendo la aleación, en porcentajes en peso basados en el peso de aleación total:
- 10 de un 0,48 a un 0,52 de carbono;  
 de un 0,15 a un 1,00 de manganeso;  
 de un 0,15 a un 0,45 de silicio;  
 de un 0,95 a un 1,70 de cromo;  
 de un 3,30 a un 4,30 de níquel;  
 de un 0,35 a un 0,65 de molibdeno;  
 de un 0,0008 a un 0,0030 de boro;  
 de un 0,001 a un 0,015 de cerio;  
 15 de un 0,001 a un 0,015 de lantano;  
 no más de un 0,002 de azufre;  
 no más de un 0,015 de fósforo;  
 no más de un 0,10 de nitrógeno;  
 20 hierro de equilibrio e impurezas accidentales.
2. La aleación de la reivindicación 1, en donde la aleación tiene un límite balístico  $V_{50}$  que es como mínimo igual a un límite balístico  $V_{50}$  de 150 pies/s (164,5 m/s) por debajo del  $V_{50}$  requerido con la especificación MIL-A-46099C.
- 25 3. La aleación de la reivindicación 1, en donde la aleación tiene una dureza mayor de 550 HBN y menor de 700 HBN.
4. La aleación de la reivindicación 1, en donde la aleación tiene una dureza mayor de 550 HBN y menor de 675 HBN.
- 30 5. La aleación de la reivindicación 1, en donde la aleación tiene una dureza que es al menos 600 HBN y menor de 675 HBN.
6. La aleación de la reivindicación 1, que comprende al menos 0,20 de manganeso.
- 35 7. La aleación de la reivindicación 1, que comprende no más de 0,80 de manganeso.
8. La aleación de la reivindicación 1, que comprende al menos 0,20 de silicio.
9. La aleación de la reivindicación 1, que comprende no más de 0,40 de silicio.
- 40 10. La aleación de la reivindicación 1, que comprende al menos 1,00 de cromo.
11. La aleación de la reivindicación 1, que comprende no más de 1,50 de cromo.
- 45 12. La aleación de la reivindicación 1, que comprende al menos 3,75 de níquel.
13. La aleación de la reivindicación 1, que comprende no más de 4,25 de níquel.
- 50 14. La aleación de la reivindicación 1, que comprende al menos 0,40 de molibdeno.
15. La aleación de la reivindicación 1, que comprende no más de 0,60 de molibdeno.
16. La aleación de la reivindicación 1, que comprende al menos 0,0015 de boro.
- 55 17. La aleación de la reivindicación 1, que comprende no más de 0,0025 de boro.
18. La aleación de la reivindicación 1, que comprende no más de 0,010 de fósforo.
- 60 19. La aleación de la reivindicación 1, en donde la aleación tiene una dureza que es al menos 600 HBN y es menor de 700 HBN y un límite balístico  $V_{50}$  que es como mínimo igual a un límite balístico  $V_{50}$  de 150 pies/s (164,5 m/s) por debajo del  $V_{50}$  requerido por la especificación MIL-A-46099C.
- 65 20. Un producto molido de blindaje seleccionado entre una placa de blindaje, una plancha de blindaje y una barra de blindaje, en donde el producto molido es una aleación a base de hierro de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5 o la reivindicación 19.

21. Un artículo de fabricación que comprende una aleación a base de hierro de acuerdo con la reivindicación 1, en donde el artículo está seleccionado entre un vehículo blindado, un cerramiento no blindado y un objeto de equipamiento móvil.
- 5 22. Un método de fabricación de un producto molido de blindaje seleccionado entre una placa de blindaje, una plancha de blindaje y una barra de blindaje, presentando el producto molido de blindaje una dureza mayor de 550 HBN, comprendiendo el método:
- 10 proporcionar una o más placas de una aleación de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 19; someter a austenización la aleación por medio de calentamiento de las placas de aleación a una temperatura de al menos 1500 °F (815 °C) durante al menos 30 minutos de tiempo a esta temperatura; y enfriar las placas de aleación desde la temperatura de austenización al aire y configurarlas de manera tal que cada placa está apilada en contacto con al menos una placa adyacente teniendo la aleación resultante un límite balístico  $V_{50}$  como mínimo igual al  $V_{50}$  requerido por la especificación MIL-DTL-46100E.
- 15 23. El método de la reivindicación 22, en el que el enfriamiento de la aleación proporciona una aleación con un límite balístico  $V_{50}$  que es como mínimo igual a un límite balístico  $V_{50}$  de 150 pies/s (164,5 m/s) por debajo del  $V_{50}$  requerido por la especificación MIL-A-46099C.
- 20 24. El método de la reivindicación 22, en el que el enfriamiento de la aleación proporciona una aleación con una dureza mayor de 550 HBN y menor de 700 HBN.
- 25 25. El método de la reivindicación 22, en el que el enfriamiento de la aleación proporciona una aleación con una dureza mayor de 550 HBN y menor de 675 HBN.
26. El método de la reivindicación 22, en el que el enfriamiento de la aleación proporciona una aleación con una dureza mayor de 600 HBN y menor de 675 HBN.
- 30 27. El método de la reivindicación 22, en el que el enfriamiento de la aleación proporciona una aleación que presenta una dureza que es al menos 600 HBN y es menor de 700 HBN y un límite balístico  $V_{50}$  que es como mínimo igual a un límite balístico  $V_{50}$  de 150 pies/s (164,5 m/s) por debajo del  $V_{50}$  requerido por la especificación MIL-A-46099C.



Variable de panel: Calibre

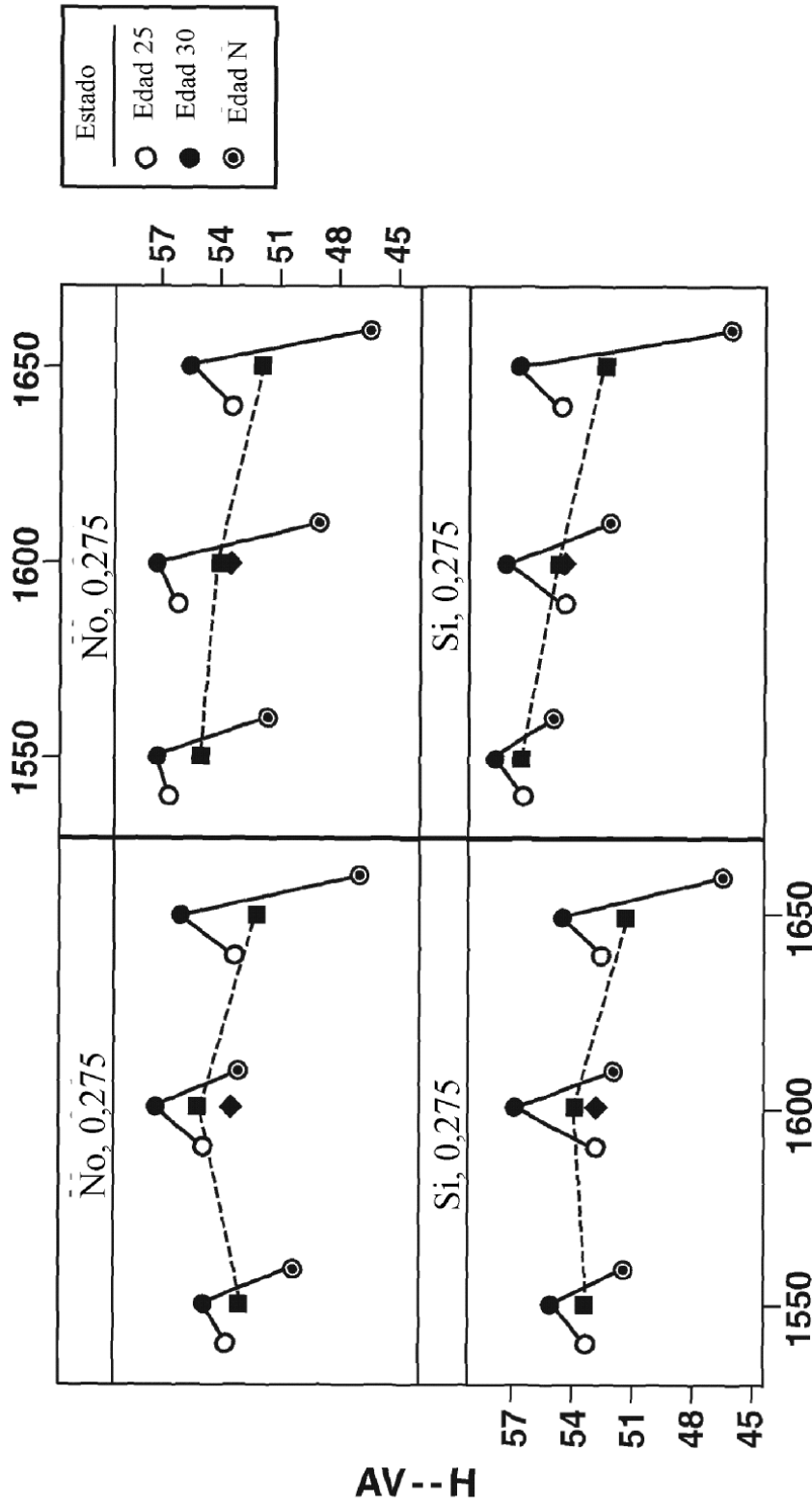
FIG. 1



Endurecimiento  
Variables de panel: Recalentamiento, calibre

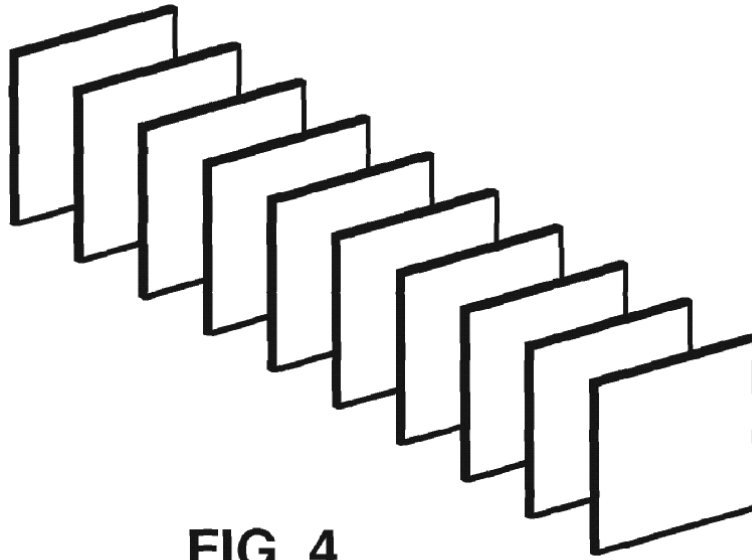
**FIG. 2**



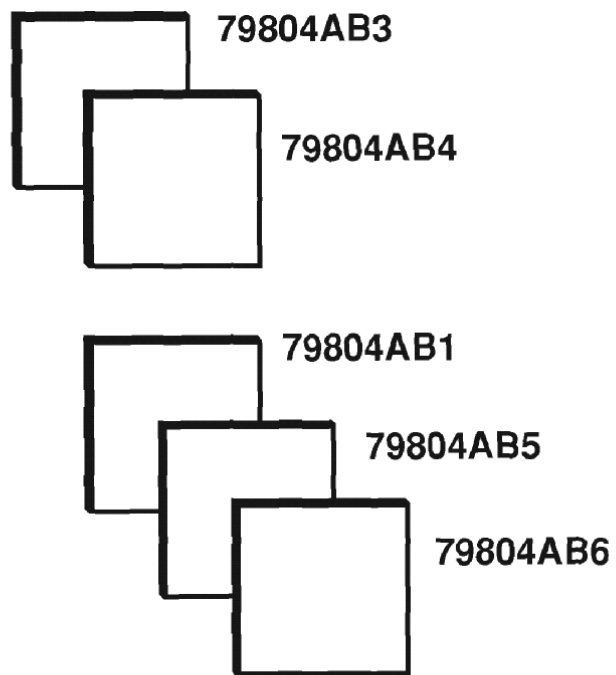


Variables de panel: Templado, calibre

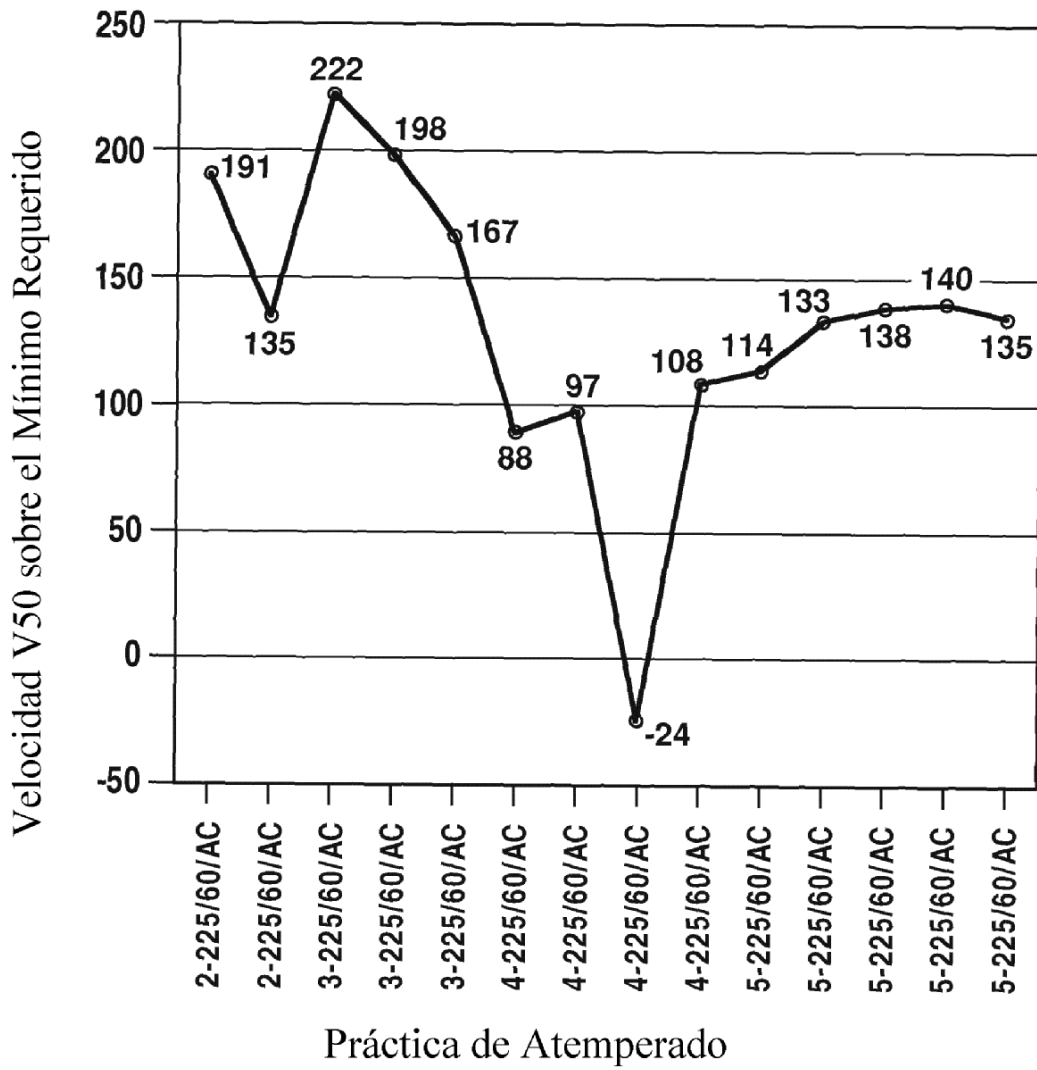
FIG. 3



**FIG. 4**



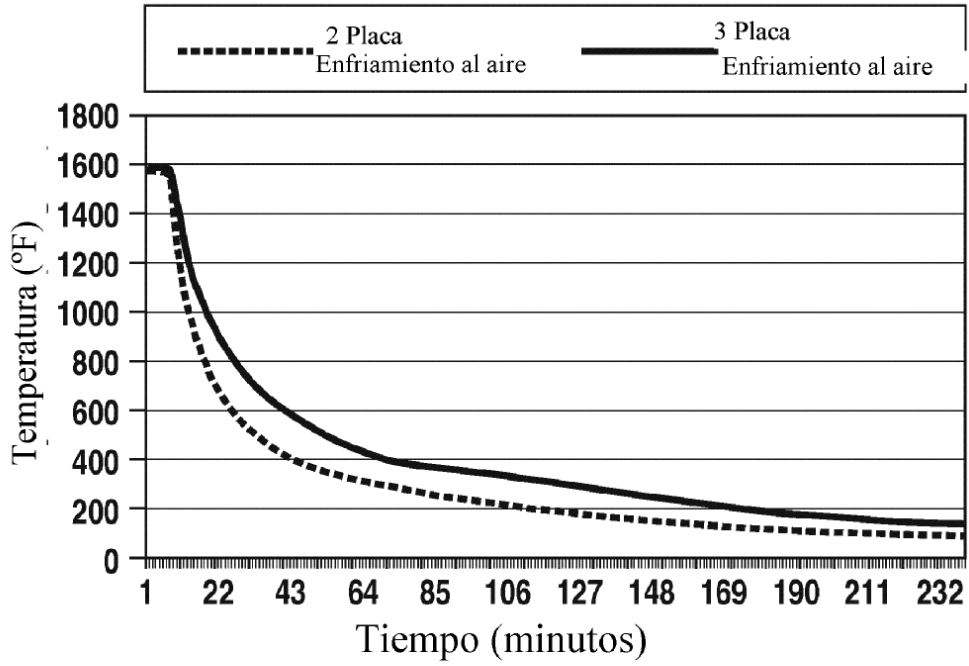
**FIG. 5**



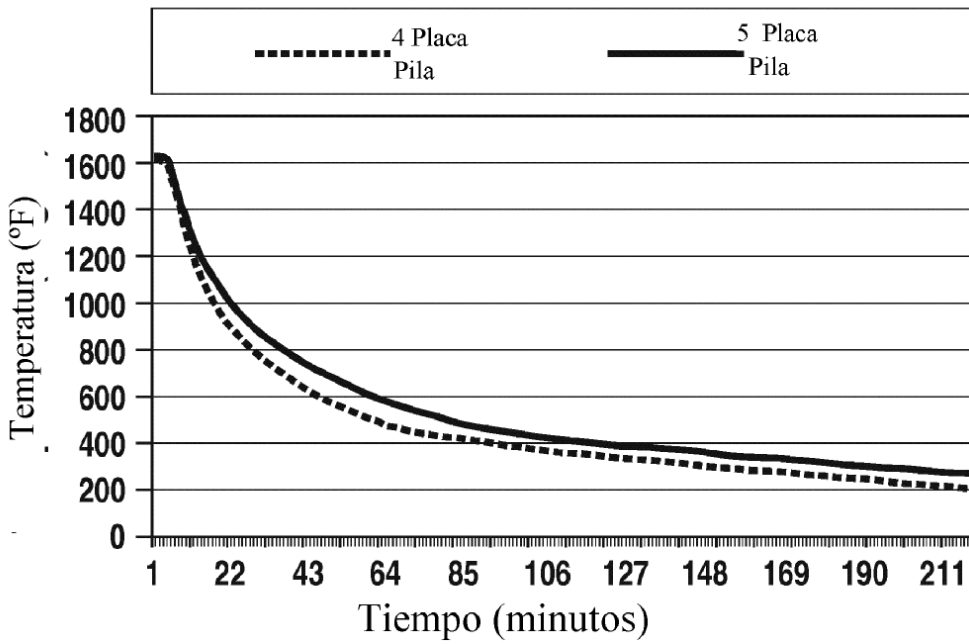
**FIG. 6**



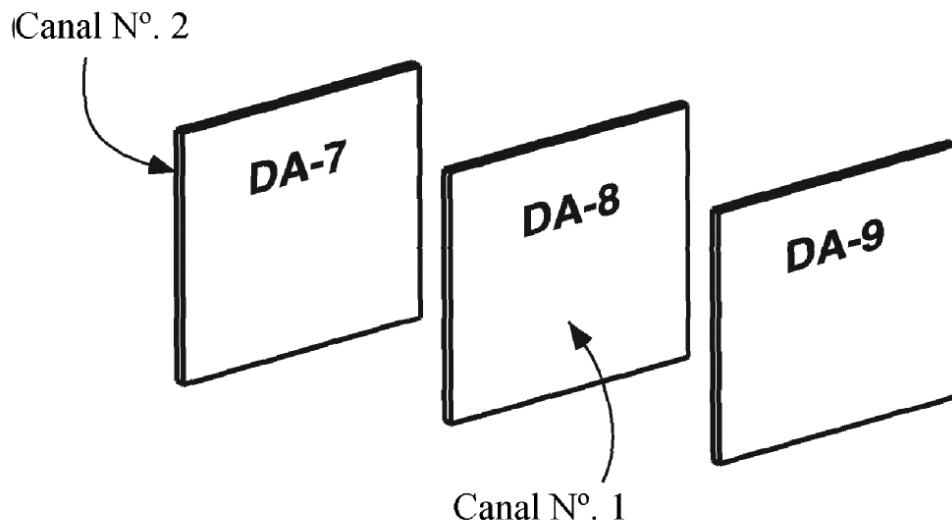
**FIG. 7**



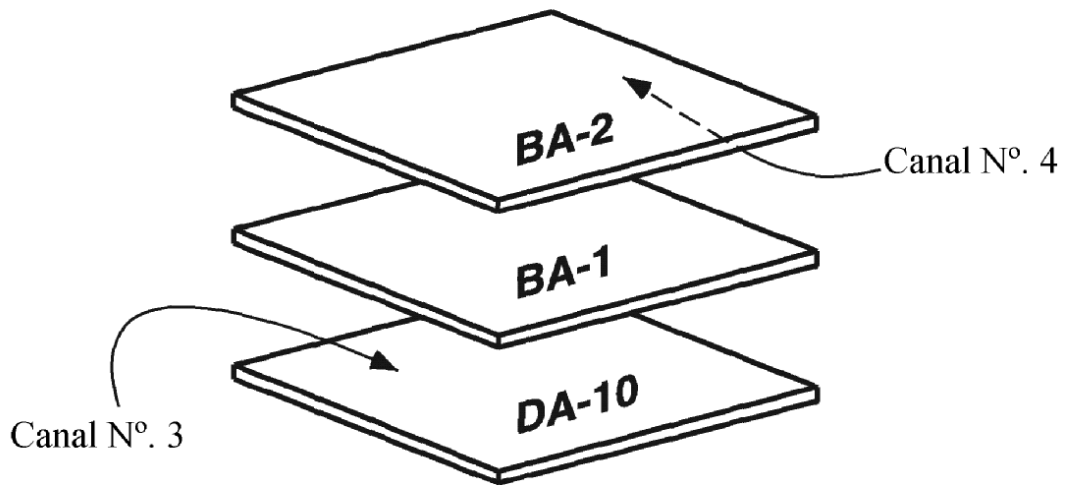
**FIG. 8**



**FIG. 9**



**FIG. 10**



**FIG. 11**

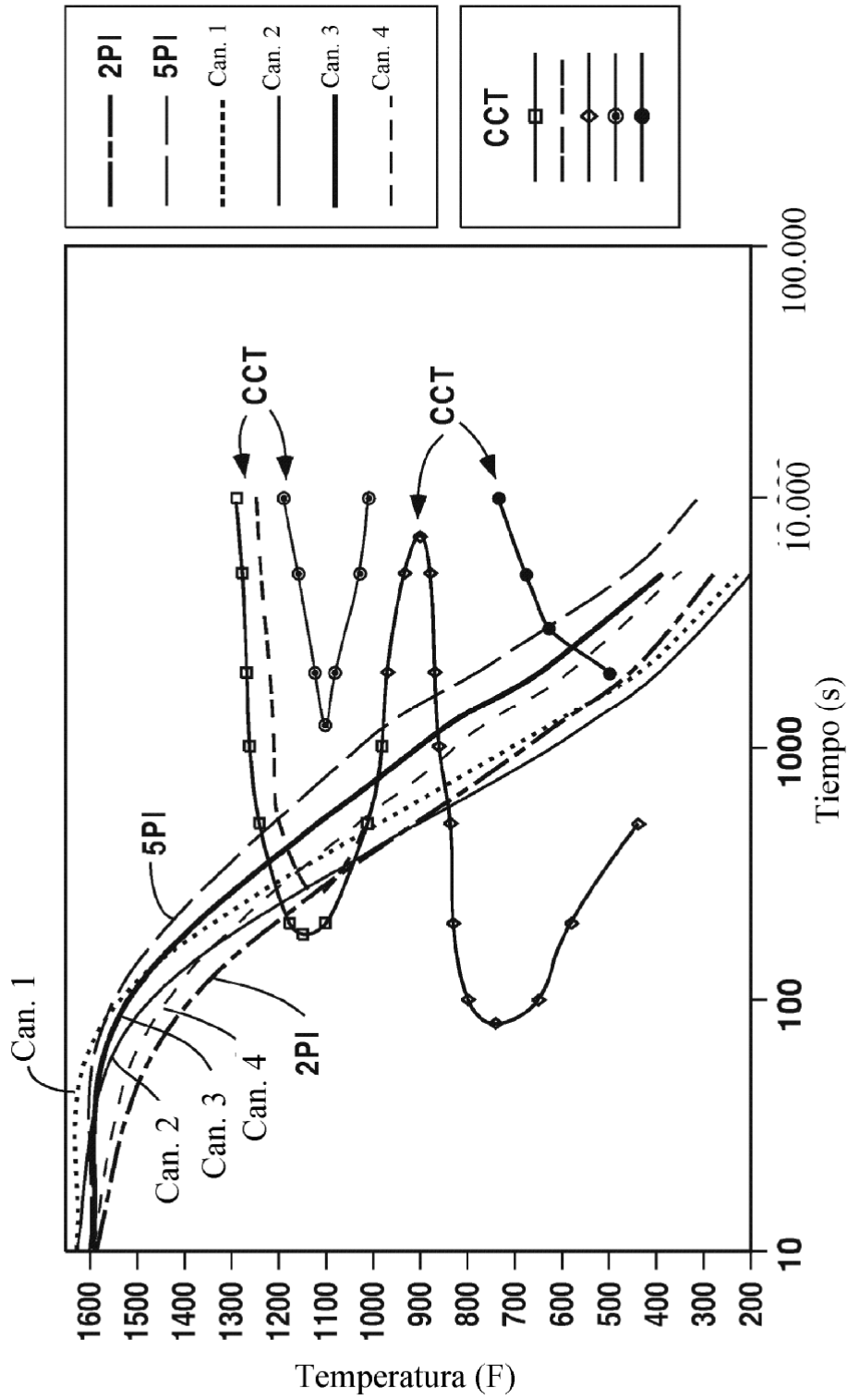


FIG. 12

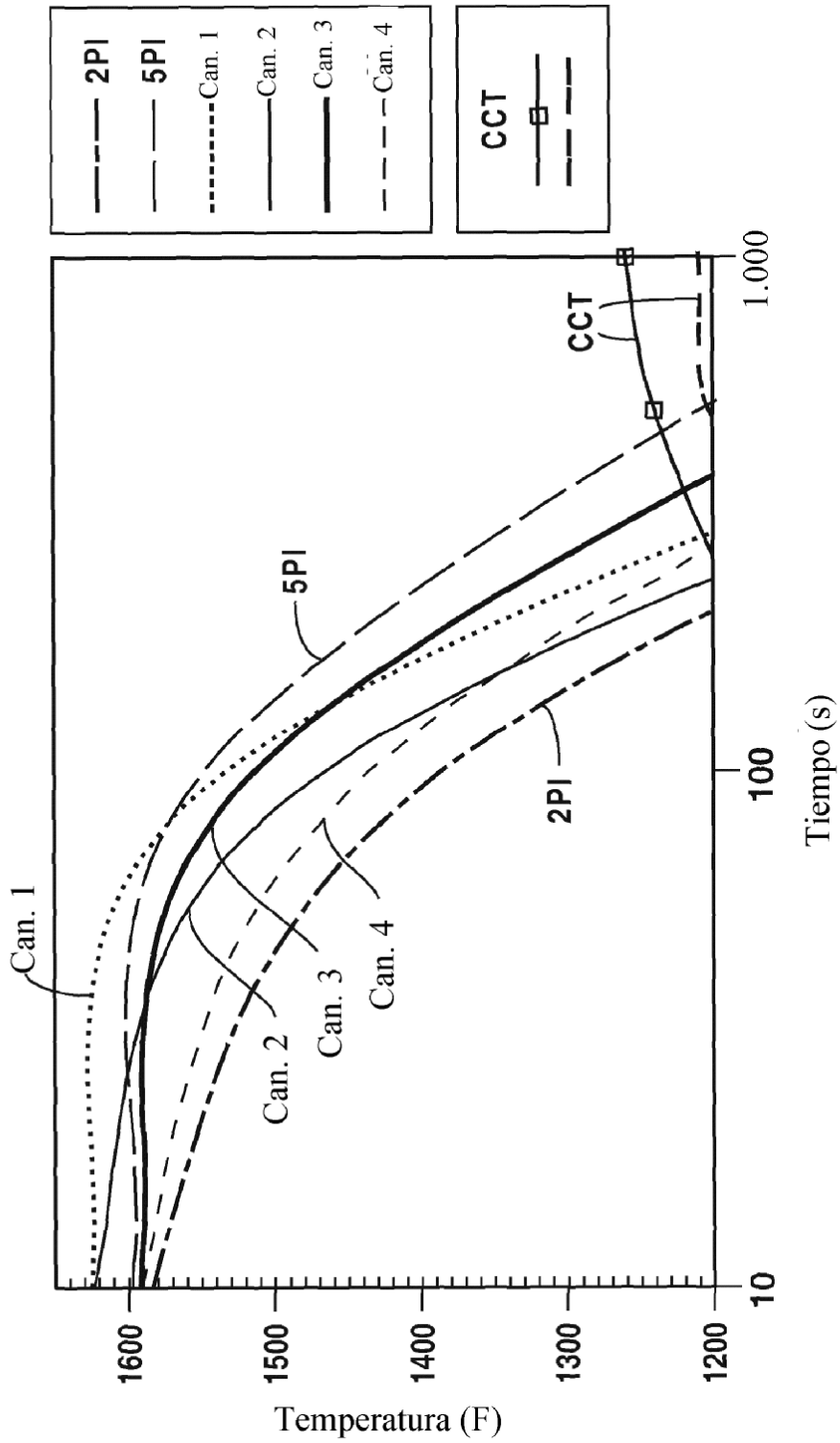


FIG. 13



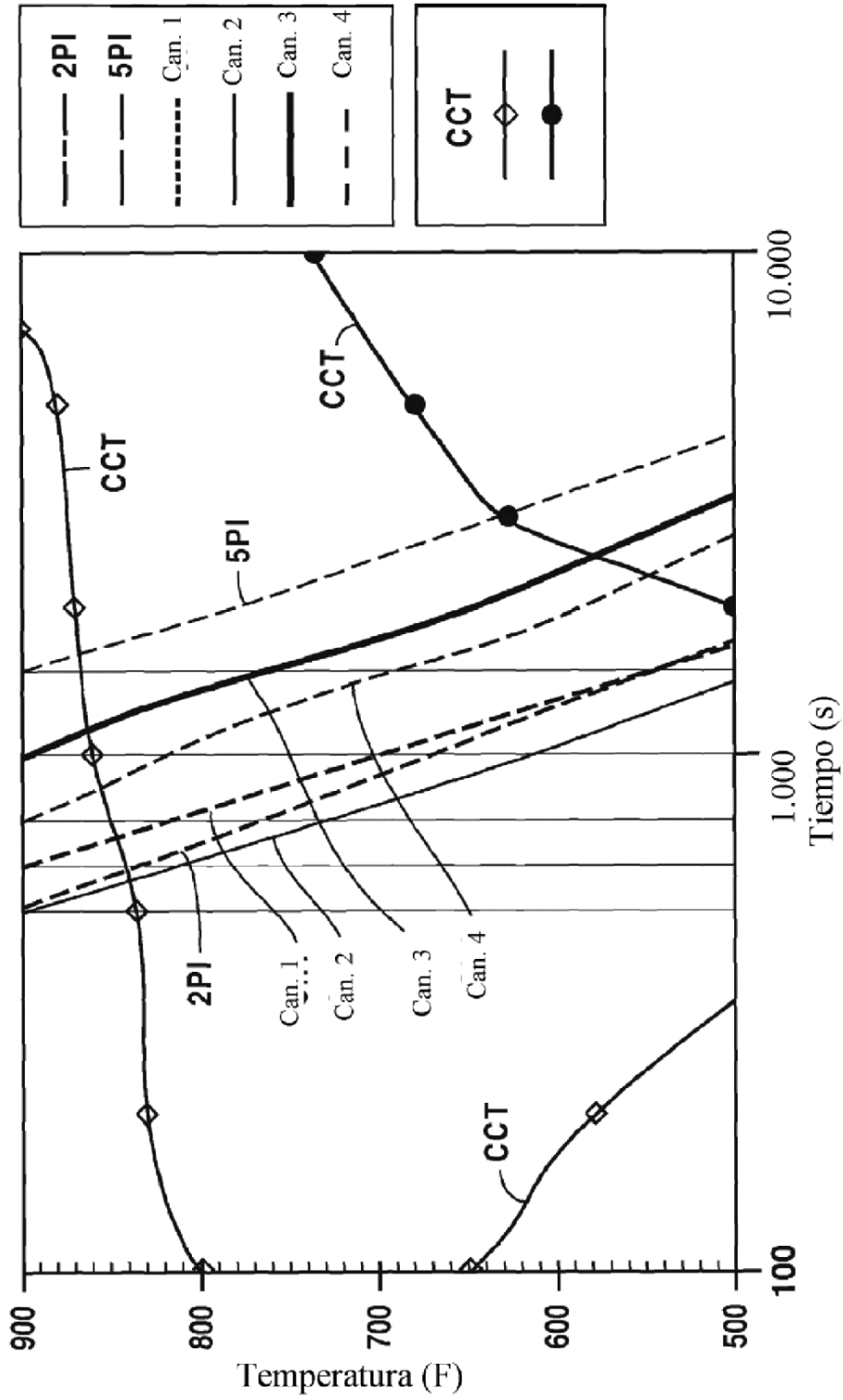


FIG. 14