

Корисна модель відноситься до металургії, а саме, до прецизійних сплавів на основі титану з ефектом пам'яті форми для виготовлення на їх основі термочутливих контактних елементів до стартерів тліючого розряду для запалювання розрядних джерел світла, наприклад, люмінесцентних ламп низького тиску, і може бути широко використана в електротехнічній та теплотехнічній галузях, а також у медичній промисловості у якості функціональних елементів, що мають відносно низьке значення електричного опору та біологічно сумісні з живими тканинами організму людини.

Відомо сплав нікель-титан-залізо з пам'яттю форми [United States Patent, U.S. Patent application, "Nickel/Titanium/Iron Shape Memory alloys" No.3,753,700, Int.Cl.<sup>4</sup> C22F1/00, 08/1973], що містить нікель, титан, залізо у наступному співвідношенні хімічних елементів (% ат.):

Ti	42,5 ÷ 48,8;
Fe	0,1 ÷ 30,0;
Ni	решта.

Основним недоліком цього сплаву є те, що він має відносно високий питомий електричний опір ( $\rho=7,8 \cdot 10^{-8} \div 8,6 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ ), низьку комутаційну стійкість та низьку стабільність відтворення зворотної деформації ( $\epsilon_3$ ). Використання вказаного сплаву у якості термочутливого контактного елементу в пуско-регулюючій апаратурі розрядних джерел світла, наприклад, в стартері тліючого розряду для запалювання люмінесцентних ламп, свідчить, що після двох десятків теплових змін ( $N_{\text{ц}}=20-25$  циклів) сплаву через інтервали температур прямого (Mп-Mк) та зворотного (Ап-Ак) мартенситних перетворень його зворотна деформація ( $\epsilon_3$ ) знижується в середньому на 30%, що позначається на пропорційному зменшенні зазору ( $\delta$ ) між контактними поверхнями термочутливого елемента та протилежною контактною поверхнею електрода в стартері. Відносно високе значення питомого електричного опору ( $\rho=7,8 \cdot 10^{-8} - 8,6 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ ) в режимі запалювання лампи приводить до нагрівання термочутливого контактного елементу вище температури кінця зворотного (Ак) мартенситного перетворення пусковим струмом ( $I_n$ ), що проходить через нього ( $Q=0,24 I^2 R t$ ). При цьому, термочутливий контактний елемент тривалий час ( $\tau_k=400-600 \text{ с}$ ) знаходиться в постійному контакті з протилежним контактним електродом до моменту зниження температури на термочутливому контактному елементі нижче температури початку прямого (Mп) мартенситного перетворення. Низька контактна стійкість сплаву після декількох теплових змін приводить до зварювання контактів, а відносно невеликий інтервал температур між кінцем прямого (Mк) мартенситного перетворення і кінцем зворотного (Ак) мартенситного перетворення, що не перевищує  $45^\circ \text{C}$ , викликає безперервне, хаотичне контактування в режимі запалювання, що обумовлює часте мигання люмінесцентної лампи і викликає інтенсивне розпилення її катодів. Це перевантажує мережу освітлення та значно скорочує строк служби лампи та пуско-регулюючої апаратури.

Відомо також сплав нікель-титан-мідь з пам'яттю форми для виготовлення термочутливих елементів [United States Patent, U.S. Patent application, "Nickel/Titanium/Copper Shape Memory alloys" U.S. Ser. No. 537,316, Int.Cl.<sup>4</sup> C22F1/00, filed Sept. 29, 1983], що містить нікель, титан, мідь у наступному співвідношенні хімічних елементів (% ат.):

Ti	43,4 ÷ 49,8;
Cu	0,3 ÷ 4,0;
Ni	решта.

Вказаному сплаву також притаманні вище наведені недоліки, а саме ті, що він має відносно високий питомий електричний опір ( $\rho=6,5 \cdot 10^{-8} - 7,3 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ ), низьку комутаційну стійкість та низьку стабільність відтворення зворотної деформації ( $\epsilon_3$ ). Після 3-х десятків теплових змін (або  $N_{\text{ц}}=30-35$  циклів) в стартерах тліючого розряду через інтервали температур прямого (Mп-Mк) та зворотного (Ап-Ак) мартенситних перетворень вихідна зворотна деформація ( $\epsilon_3$ ) зменшується на 20-25%, а відносно великий питомий електричний опір та низька контактна стійкість викликає зварювання контактних поверхонь. Підвищений питомий опір ( $\rho$ ) сплаву викликає посереднє нагрівання ( $Q=0,24 I^2 R t$ ) термочутливого елемента струмом,

що проходить через нього. В результаті теплової дії струму протягом тривалого часу ( $\tau_k=350-400 \text{ сек.}$ ) затримується розмикання контактних поверхонь та, як наслідок, змінюється вихідне положення характеристичних температур (Mп, Mк, Ап, Ак) в середньому на  $30-40^\circ \text{C}$  із-за часткового розпаду  $\beta$ -фази при спонтанних відпалах сплаву по ходу роботи стартера. Окрім цього, відносно малий інтервал температур між початком зворотного (Ап) і початком прямого (Mп) мартенситних перетворень (або - диференціал температур  $\Delta T=|Ап-Mп|$ ), що не перевищує  $2^\circ \text{C}$ , викликає швидке - "холодне" запалювання лампи, в результаті якого в 3-4 рази скорочується строк її служби із-за інтенсивного руйнування вольфрамових катодів.

Найбільш близьким за сутністю до запропонованого сплаву є сплав нікель-титан-ніобій з пам'яттю форми [United States Patent, U.S. Patent application, "Nickel/Titanium/Niobium Shape Memory alloys" No.4,770,725 Int.Cl.<sup>4</sup> C22F1/00, filed jun.5, 1987], що містить нікель, титан і ніобій у наступному співвідношенні хімічних елементів (% ат.):

Ti	34,0 ÷ 48,0;
Nb	2,5 ÷ 30,0;
Ni	решта.

Вказаний сплав-прототип також має суттєві недоліки, а саме - відносно високий питомий електричний опір ( $\rho=8,57 \cdot 10^{-8} - 9,21 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ ), низьку комутаційну стійкість та низьку стабільність відтворення зворотної деформації ( $\epsilon_3$ ). При циклічній зміні геометричної форми термочутливого елемента ( $N_{\text{ц}}=44-97$  температурних циклів), виконаного із вказаного сплаву і встановленого в стартері тліючого розряду, через інтервали температур прямого (Mп-Mк) та зворотного (Ап-Ак) мартенситних перетворень, відтворення зворотної деформації ( $\epsilon_3$ ) знижується на 15-20%, що відповідає пропорційному зменшенню зазору ( $\delta$ ) між

рухомим кінцем контактної поверхні термочутливого елемента та протилежною контактною поверхнею електроду в стартері. Однією із головних причин зниження зазору ( $\delta$ ) є незадовільна контактна стійкість сплаву, що зумовлено процесом мікроскопічного зварювання контактних поверхонь під час якого стримується рух контакту. При поступовому зменшенні зазору  $\delta$  між контактними поверхнями до 1,0 мм спостерігається утворення масиву коротких дуг, що перегрівають розрядну контактну поверхню сплаву і викликають переніс матеріалу сплаву на протилежну розрядну контактну поверхню. Безпосередньо перед доторканням контактної поверхні сплаву до протилежної контактної поверхні із матеріалу сплаву утворюється рідкий перешийок і напруга на протязі 10 не стрибком спадає до декількох вольт, а діючий струм підвищується до декількох ампер. Подальше зближення сплаву з протилежним електродом збільшує контактну площу взаємодії і перехідний контактний опір падає, зменшуючи температуру на контактній поверхні сплаву. Але в умовах, коли напруженість електричного поля (E) при замиканні контактних поверхонь збільшується по закону  $E=U/\delta$  (де U-комутаційна напруга), виникає автоелектронна емісія з поверхні зазначеного сплаву і, разом з цим, на цій поверхні формується діелектрична плівка, яка складається із оксидів сплаву, що суттєво підвищує перехідний електричний опір та значно ускладнює електричну провідність його контактної поверхні. В процесі розмикання контактних поверхонь контактні зусилля збільшуються. На протязі відносно короткого часу напруга на контактних поверхнях зростає від декількох мілівольт до десятків вольт, причому саме в цей час контактна поверхня сплаву найбільше виплавляється і при цьому виникають всі умови для зварювання контактних розрядних поверхонь в стартері тліючого розряду. І тільки при умові існування рідкої фази при розмиканні контактна поверхня сплаву відривається від протилежної поверхні. Причому із-за підвищеного питомого опору сплаву, а також вмісту на його розрядній поверхні хімічних оксидних складових, у режимі розмикання сплав-прототип руйнується швидше чим у режимі замикання. Це обумовлено тим, що сплави системи Ni-Ti при нагріванні вище температури 100°C окисляються з утворенням на контактній поверхні на першому етапі адгезійних стійких прошарків з відносно невисоким електричним опором, а вже наступним етапом — формуванням зон з товстими плівками із високим електричним опором. Ці фактори суттєво зменшують установочний зазор ( $\delta_y$ ) між контактними поверхнями і викликають зварювання контактних поверхонь. При цьому відбувається втрата рівня пружних напруг в термочутливому елементі в умовах механічного опору його руху при відтворенні зворотної деформації ( $\epsilon_s$ , що чиниться спонтанною динамікою електричних процесів в місці контактування. Окрім цього, сплав має занадто широкий інтервал температур мартенситних перетворень (або диференціал температур) між початком (Mп) прямого мартенситного перетворення і початком (Ап) зворотного мартенситного перетворення (наприклад, для сплавів-прототипу: №45  $\Delta T=|Aп-Mп|=78^\circ C$ , №44  $\Delta T=|Aп-Mп|=75^\circ C$ , №47  $\Delta T=|Aп-Mп|=108^\circ C$ , №7  $\Delta T=|Aп-Mп|=115^\circ C$ , №9  $\Delta T=|Aп-Mп|=120^\circ C$  - U.S.Patent Number: 4,770,725), що викликає неприпустиме збільшення часу затримки ( $\tau_k$ ) розмикання контактних поверхонь у відповідних стартерах в межах 75-362 сек. при технічному регламенті до 5сек. Високий питомий опір ( $\rho$ ) сплаву та значний диференціал температур між кінцем прямого (Mк) та кінцем зворотного (Ак) мартенситних перетворень, що становить 120-150°C, приводить до посереднього нагрівання термочутливого елемента струмом ( $Q=0,24I^2Rt$ ), що проходить через нього. В результаті тривалої термічної дії змінюється положення характеристичних температур сплаву (Mп, Mк, Ап, Ак) на 20-30°C відносно їх початкового стану. Це пов'язано з тим, що в процесі спонтанних відпалів сплаву-прототипу, які виникають в моменти тривалої затримки розмикання контактних поверхонь, ініціюється розпад  $\beta$ -фази у структурі вказаного сплаву, що суттєво змінює його робочі властивості. Таким чином, в результаті вказаних недоліків сплаву значно знижується надійність роботи стартера.

Технічною задачею корисної моделі є зниження питомого електричного опору ( $\rho$ ) нікель-титано-ніобієвого сплаву з пам'яттю та підвищення його комутаційної стійкості при відтворенні стабільної вихідної зворотної деформації ( $\epsilon_s$ ) в умовах багатократної циклічної зміни форми (Nц) в інтервалах прямого (Mп-Mк) та зворотного (Ап-Ак) мартенситних перетворень шляхом введення у сплав визначеного складу хімічних елементів, що поряд із ніобієм та титаном дозволить сформувати специфічну структуру сплаву, яка зможе протидіяти процесам зварювання контактних поверхонь, наприклад, у стартері тліючого розряду, що суттєво підвищить стабільність зворотної формозміни і забезпечить надійність роботи сплаву і пристрою.

Поставлена технічна задача вирішується за рахунок того, що у сплав титан-нікель-ніобій з пам'яттю форми, що містить титан, нікель, ніобій додатково введено срібло при наступному співвідношенні хімічних компонентів (% ат.):

Нікель	42,500-49,700;
Срібло	0,040-1,500;
Ніобій	0,045-1,000;
Титан	50,215-55,000 (решта).

Концентрація у сплаві Ag в межах 0,040-1,500 (% ат.) надає термочутливому елементу додаткової функціональної властивості-електричного контакту і дозволяє майже в 3 рази знизити питомий електричний опір (від  $\rho=8,573 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$  до  $\rho=2,726 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ ). Окрім цього, присутність у сплаві Ag протидіє утворенню на поверхні контактних прошарків, або зон з квазіметалічними плівками, що забезпечує підвищення комутаційної стійкості сплаву. Введення у сплав Ag у вказаних межах також протидіє адсорбції газу при спробі формування на контактній поверхні сплаву газових плівок і таким чином захищає його від наступного окислення. Вміст Ag у сплаві менше 0,040 (% ат.) не стримує процес формування газових плівок і аномально збільшує питомий електричний опір сплаву (до  $\rho=4,118 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ ), що викликає втрату необхідних контактних і електричних властивостей сплаву. В результаті цього сплав зварюється з протилежною контактною поверхнею, що приводить до аварійного режиму роботи стартера тліючого розряду. Вміст у сплаві Ag більше ніж 1,500 (% ат.) викликає різке погіршення механічних

властивостей сплаву, в результаті якого термочутливі елементи, що виготовляються із сплаву, руйнуються на етапі їх виготовлення.

Концентрація у сплаві Nb в межах 0,045-1,000 (% ат.) надає сплаву оптимальний інтервал температур між початком зворотного (Ап) мартенситного перетворення та початком прямого (Мп) мартенситних перетворень, що забезпечує формування регламентованого періоду затримки розмикання контактних поверхонь (до 5сек.) в стартері тліючого розряду з метою забезпечення попередньої термічної підготовки катодів люмінесцентної лампи перед її запалюванням. Вказана концентрація Nb у сплаві забезпечує стабільне відтворення диференціалу температур  $\Delta T = |Aп - Mп|$  в межах від 3°C до 32°C, що відповідає регламентованому часу ( $\tau_k$ ) одного окремого контактування в стартері тліючого розряду в межах від 2,2сек до 3,7сек, необхідного для забезпечення термічної підготовки катодів лампи. Окрім цього, введення Nb і Ag у вказаних межах забезпечує сплаву тривалу циклічну стабільність (Nn) протягом 1600 робочих циклів за рахунок підвищення стійкості  $\beta$ -фази. Завдяки присутності у сплаві Nb та Ag у вказаних межах, із зростанням числа робочих циклів (Nn), досягається суттєве збільшення (на 15-20%) зворотної деформації ( $\epsilon_s$ ), що виражається у пропорційному збільшенні зазору -  $\delta$  між розрядними контактними поверхнями в стартері відносно установочної величини  $\delta_y$  (до кінцевої величини  $\delta_k$ ), що зумовлено відсутністю процесів мікроскопічного зварювання контактних поверхонь при одночасному накопиченні пружних напруг під час циклування (або "тренінгу") сплаву в процесі роботи стартера. Вміст у сплаві Nb менше ніж 0,045 (% ат.) не надає сплаву необхідний інтервал температур між початком зворотного мартенситного перетворення (Ап) та початком прямого мартенситного перетворення (Мп) і не забезпечує достатнього часу термічної підготовки катодів люмінесцентної лампи перед її запалюванням. Вміст у сплаві Nb більше 1,000 (% ат.) викликає руйнування сплаву із-за зростання твердості та крихкості  $\beta$ -фази.

Концентрація у сплаві Ti в межах 50,215-55,000 (% ат.) забезпечує компенсацію різкого зниження критичних температур (Мп, Мк, Ап, Ак), що зумовлена введенням у сплав Ag. Введення у сплав Ti менше 50,215 (% ат.) не забезпечує компенсацію відповідного зниження критичних температур при введенні Ag, а більше 55,000 (% ат.) веде до різкого підвищення твердості та крихкості сплаву, що викликає процеси руйнування.

Порівняльний аналіз запропонованого технічного рішення з відомим сплавом-прототипом показав, що запропонований склад сплаву і співвідношення хімічних елементів в ньому відрізняються від відомого тим, що введено новий хімічний компонент Ag, причому введені у сплав відомі хімічні компоненти Nb та Ti мають зовсім інші межі, що відсутні у сплаві-прототипі. Це забезпечило позитивний ефект при створенні нового сплаву, підтримуючого одночасно дві основні функції, а саме, функцію стабільного теплового приводу та функцію стійкого комутаційного контакту. Причому позитивний ефект сплаву полягає у значному поліпшенні електричних властивостей, а саме, у зменшенні у 2-3 рази питомого електричного опору та у забезпеченні стійкої багатократної зворотної деформації при одночасному збільшенні її величини в процесі роботи сплаву у пристрої. При цьому, одержаний позитивний результат нового сплаву успішно використано на прикладі його застосування у стартері тліючого розряду для запалювання розрядних джерел світла.

Аналіз відомих технічних рішень показав, що деякі хімічні елементи введені у запропонований сплав відомі, а саме: Ag, Ni, Nb. Із патентної літератури відомо технічне рішення: "Материал для электрических контактов на основе серебра" [Патент РФ, патент RU №2067129 С1, МПК<sup>6</sup> C22C005/06 H01H001/02, 06.20.02], в якому запропоновано матеріал для електричних контактів на основі срібла, що має наступний склад (в мас. %): нікель 9,0-24,8, ніобій 0,5-7,0, срібло - решта. Запропонований матеріал виготовлено методом спікання із порошкових складових. Однак приведений об'єкт не є суцільним литим матеріалом, не забезпечує пам'яті форми, а також не містить титан, як один із основних компонентів, що відтворює його функціональні властивості.

Із цього можна зробити висновок, що запропоноване технічне рішення: "Сплав титан-нікель-срібло-ніобій з пам'яттю форми" відповідає критерію "суттєві відмінності".

Для оцінки властивостей запропонованого сплаву Ti-Ni-Ag-Nb було підготовлено 32 суміші інгредієнтів, 30 із яких відтворили оптимальні результати (див. таблицю 1 та таблицю 2, сплави №2...31). При виготовленні сплавів у якості присадок застосовували два лігатурні з'єднання хімічно чистих металів: Ti-Nb та Ni-Ag, що дозволило при проведенні плавки знизити вміст окисних включень і усунути ліквіацію після зливу розплаву. Кожну плавку проводили в індукційній печі в атмосфері хімічно чистого аргону. Після виплавки в мікроструктурі сплавів не виявлено газової пористості, оскільки при високих температурах була підсилена дегазуюча дія модифікаторів. Із одержаних відливок вирізували дослідні зразки з розмірами: 0,4x3,0x40мм та  $\varnothing 8,0 \times 10,0$ мм. Кожен із зразків сплавів, після попередньої термомеханічної обробки, піддавали резистометричним та дилатометричним дослідженням з метою визначення критичних температур мартенситних перетворень (Мп, Мк, Ап, Ак) та відповідних значень питомого електричного опору ( $\rho$ ). При фазових перетвореннях, в умовах течії процесів упорядкування і розупорядкування, хід залежності електричного опору від температури суттєво відхиляється від звичайного, що дозволяє надійно установити зміну фазових процесів і температурні інтервали їх течії. Методом трьох точкового згину визначали ступінь відновлення геометричної форми після попередньої деформації зразків після попередньої деформації нижче температури початку прямого мартенситного перетворення (Мп) і наступного нагрівання вище температури початку зворотного мартенситного перетворення (Ап). Дослідні зразки стартерів тліючого розряду, що містили термочутливі елементи, виконані із запропонованого сплаву, виготовляли на стандартній лінії виготовлення стартерів тліючого розряду Полтавського заводу газорозрядних ламп (Україна). Основні результати досліджень запропонованого сплаву Ti-Ni-Ag-Nb зведені у таблицю 1 та таблицю 2.

З метою зручності пояснення результатів досліджень, щодо запропонованого сплаву, на Фіг.1 ілюструється стартер тліючого розряду, що містить: термочувливий контактний елемент 1, виконаний U-подібної форми із запропонованого сплаву Ti-Ni-Ag-Nb. Термочувливий контактний елемент 1 жорстко закріплено нерухомим кінцем на контакт-електроді 2. Термочувливий контактний елемент 1 разом з протилежним контакт-електродом 3 встановлені у ізолюваний тримач 4. Зібраний монтаж розміщено у атмосфері аргону 5, яким заповнено герметичний балон 6. Між рухомим кінцем елемента 1 і контакт-електродом 3 встановлено зазор  $\delta$ .

На Фіг.2 ілюструється залежність зміни зазору  $\delta$  від зміни числа циклів (Nц): а) залежність зміни зазору  $\delta$  від числа робочих циклів Nц запропонованого сплаву; б) залежність зміни зазору  $\delta$  від числа робочих циклів Nц сплаву-прототипу.

На Фіг.3 ілюструється вплив хімічних елементів на розподіл характеристичних температур: Мп, Мк, Ап, Ак у запропонованому сплаві Ni-Ti-Ag-Nb в заявлених межах (відповідно до №2...31 сплавів, наведених у таблиці 1).

Аналіз результатів досліджень свідчить, що у запропонованому сплаві у заявлених межах (див. таблицю 1, сплави №2...31) при концентрації у сплаві Ag від 0,045 до 1,500 (ат. %) питомий електричний опір ( $\rho$ ) поступово знижується і знаходиться у відповідних межах:  $\rho_{2...31}=3,845-2,726 \cdot 10^{-8}$  Ом·м. Наступне підвищення концентрації Ag та Nb приводить до різкого погіршення механічних властивостей сплаву Ni-Ti-Ag-Nb і зростання його крихкості, у зв'язку з чим він не може бути використаний за призначенням (таблиця 2, сплав № 32). Як видно із таблиці 1, загальне підвищення концентрації Ag приводить до зниження критичних температур мартенситного перетворення Мп, Мк, Ап, Ак, що компенсується відповідним підвищенням концентрації у сплаві Ti з одночасним зниженням Ni. Введення у сплав Nb (див. таблицю 1, сплави №2...31) викликає незначне зниження критичних температур Мп, Мк, Ап, Ак і поступове розширення інтервалу температур  $\Delta T=|Ap-Mp|$  від  $\Delta T=3^{\circ}C$  при вмісті Nb 0,045 (% ат.) до  $\Delta T=32^{\circ}C$  при вмісті Nb 1,000 (% ат.) (див. Фіг.3).

Порівняльний аналіз отриманих результатів свідчить, що при багато цикловій роботі сплаву у стартері тліючого розряду (Фіг.1, поз.1) при запалюванні люмінесцентних ламп низького тиску типу ЛБ-80, термочувливий контактний елемент 1, виконаний із сплаву Ti-Ni-Ag-Nb, при установчому зазорі  $\delta_y=2,6-2,9$  мм (табл.2, сплави №2...31, Фіг.2,а) між контактними поверхнями елемента 1 і контакт-електроду 2 (Фіг.1, зазор  $\delta$ ) після напрацювання понад 1600 циклів відбувається зростання зазору  $\delta$  до кінцевого значення  $\delta_k=3,3-3,7$  мм (Фіг.2,а та табл.2, сплави №2...31), що вказує відповідний ріст зворотної деформації ( $\epsilon_3$ ) на 15-20%. Причому, завдяки введенню у сплав Nb у заявлених межах, термочувливий контактний елемент 1 (Фіг.1, поз.1) стабільно відтворює заданий диференціал температур  $\Delta T=|Ap-Mp|$  в межах від  $3^{\circ}C$  до  $32^{\circ}C$ , що відповідає оптимальному часу одного окремого контактування в стартері тліючого розряду в межах від 2,2сек до 3,7сек, що забезпечує достатній прогрів катодів лампи з метою підвищення строку її служби. Окрім цього, відповідні концентрації у сплаві Ag та Nb забезпечують сплаву Ni-Ti-Ag-Nb тривалу циклічну стабільність (Nц) протягом 1600 робочих циклів (Фіг.2,а та табл.2, сплави №2...31) за рахунок підвищення міцності сплаву. В той же час, сплав-прототип після напрацювання в стартерах в межах від 44 до 97 робочих циклів (Nц) (Фіг.2, б сплави: №45, 44, 47, 7, 9 - U.S.Patent No.4,770,725) із-за низьких електричних та механічних властивостей зварюються з протилежним контакт-електродом (табл.2, Фіг.2, б). Причому занадто підвищений час одного окремого контактування ( $\tau_k=75-365$  сек.) термочувливих елементів, виконаних із сплаву-прототипу (табл.2, сплави: №45, 44, 47, 7, 9 - U.S.Patent No.4,770,725), викликає швидке розпилення катодів лампи, що в 2-5 раз скорочує термін її служби.

Таким чином, запропонований прецизійний сплав Ti-Ni-Ag-Nb, у порівнянні із сплавом-прототипом, після введення у сплав вказаних хімічних елементів у визначеному їх співвідношенні, має в 2-3 нижче питомий електричний опір ( $\rho_{2...31}=3,845-2,726 \cdot 10^{-8}$  Ом·м) та у десятки раз більшу стабільність відтворення зворотної деформації ( $\epsilon_3$ ) за рахунок підвищення його комутаційної стійкості (Mц - понад 1600 робочих циклів проти 44-97 робочих циклів для сплаву-прототипу). Причому визначена концентрація у сплаві Ag надала термочувливому елементу нової функціональної властивості - електричного рухомого контакту, що протидіє адсорбції газу та формуванню газових плівок на контактній поверхні і, таким чином, захищає сплав від наступного окислення та зварювання контактних поверхонь під час комутації струму елементом. Концентрація у сплаві Nb в межах 0,045-1,000 (% ат.) забезпечила сплаву стабільне відтворення диференціалу температур  $\Delta T=|Ap-Mp|$  в межах від  $3^{\circ}C$  до  $32^{\circ}C$ , що відповідає регламентованому часу витримки нормально замкнутих контактів (в межах від 2,2сек. до 3,7сек.) під час одного окремого контактування в стартері. Окрім цього, поєднання у сплаві хімічних елементів Nb і Ag забезпечило сплаву тривалу циклічну стабільність за рахунок суттєвого зміцнення  $\beta$ -фази. Завдяки введенню у сплав Nb у вказаних межах, поряд із зростанням числа робочих циклів (Nц), досягнуто суттєве збільшення (на 15-20%) амплітуди зворотної деформації ( $\epsilon_3$ ) (або пропорціонального збільшення зазору -  $\delta$  між розрядними контактними поверхнями в стартері відносно установочної величини  $\delta_y=2,6$  мм до кінцевої величини  $\delta_k=3,4$  мм), що зумовлено усуненням процесів мікроскопічного зварювання контактних поверхонь та одночасною позитивною дією "тренінгу" сплаву в процесі його напрацювання в стартері. При цьому сплав має оптимальний інтервал температур  $\Delta T=|Ap-Mp|$  між початком зворотного (Ap) і початком прямого (Mp) мартенситних перетворень в межах  $\Delta T=3-32^{\circ}C$ . Використання вказаного сплаву у пусковій та регулюючій апаратурі розрядних джерел світла, наприклад, в стартерах тліючого розряду для запалювання люмінесцентних ламп [авт. свід. СРСР №799166, МПК<sup>3</sup> H05B 41/06, Бюл. №3, 23.01.81] забезпечило оптимальну термічну підготовку катодів лампи та усунуло безпосереднє нагрівання термочувливого контактного елемента пусковим током ( $Q=I^2Rt$ ).

Запропонований прецизійний сплав Ti-Ni-Ag-Nb з пам'яттю форми може бути також широко застосований у практичній медицині, у якості функціональних елементів для екстракції чужорідних об'єктів

із організму людини та у якості медичних запобіжних засобів, наприклад, ущільнювачів органів для збереження вапністості при відповідних патологіях, оскільки запропонований сплав біологічно інертний.

Використання запропонованого сплаву приведе до суттєвої економії коштів за рахунок спрощення конструкцій термовимикачів, що містять дорогі контакти та привідні механізми різкого спрацювання, шляхом заміни цих механізмів і відповідних контактів одним, об'єднуючим ці функції, термочутливим сплавом Ti-Ni-Ag-Nb, а також суттєвої економії часу, що витрачається на виготовлення цих механізмів. При цьому, як мінімум, в 2-3 рази підвищиться надійність їх роботи.

Промислове виробництво зазначеного прецизійного сплаву може бути здійснено на металургійних заводах, що спеціалізуються на випуску прецизійних кольорових металів. Для цього необхідно застосувати стандартне технологічне обладнання із незначними змінами в технологічному ланцюгу промислового виробництва.

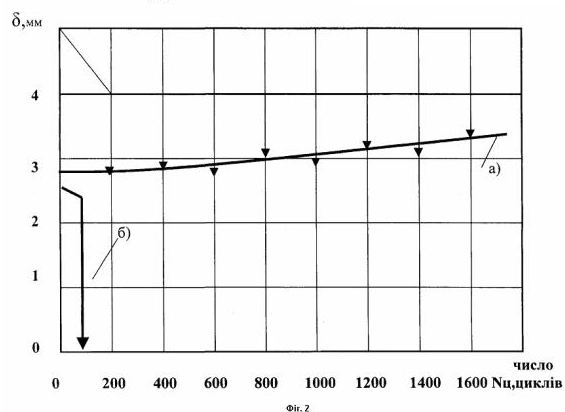
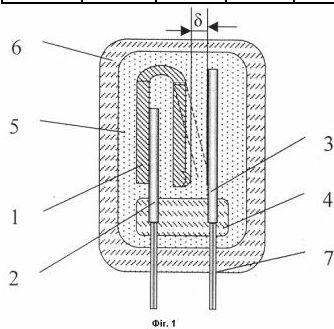
Таблиця 1

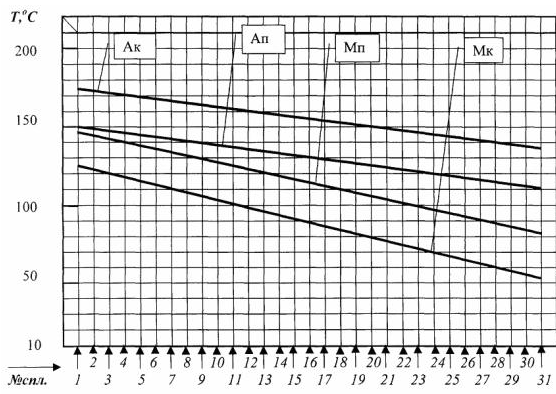
№ спл.	Хімічні складові сплавів (% ат.)				Критичні температури мартенситного перетворення (°C)				Питомий електричний опір (Ом•м) P•10 <sup>-8</sup>	Інтервал температур Ап-Мп (°C) ΔT= Ап-Мп
	Ti	Ni	Ag	Nb	Mn	Mk	Ап	Ак		
1	50,210	49,715	0,035	0,040	150	124	150	173	4,118	1
2	50,215	49,700	0,040	0,045	148	127	151	171	3,845	3
3	50,390	49,450	0,090	0,070	145	126	149	170	3,805	3
4	50,550	49,200	0,145	0,105	142	125	147	168	3,783	5
5	50,715	48,955	0,195	0,135	138	122	144	167	3,741	6
6	50,885	48,705	0,245	0,165	136	120	143	165	3,705	7
7	51,040	48,460	0,300	0,200	134	118	142	163	3,685	8
8	51,210	48,210	0,350	0,230	131	115	140	161	3,643	9
9	51,365	47,965	0,405	0,265	128	112	138	159	3,609	10
10	51,535	47,715	0,455	0,295	125	108	136	157	3,570	11
11	51,687	47,468	0,520	0,325	122	106	134	155	3,532	12
12	51,860	47,220	0,560	0,360	120	102	133	154	3,490	13
13	52,030	47,970	0,610	0,390	118	100	132	152	3,451	14
14	52,185	47,725	0,665	0,425	116	97	131	151	3,412	15
15	52,355	47,475	0,715	0,455	114	95	130	150	3,375	16
16	52,520	47,225	0,770	0,485	111	93	128	140	3,326	17
17	52,680	45,980	0,820	0,520	108	90	126	147	3,278	18
18	52,850	45,730	0,870	0,550	106	88	125	146	3,241	19
19	53,005	45,485	0,925	0,585	104	84	124	148	3,205	20
20	53,175	45,235	0,975	0,615	102	81	123	146	3,167	21
21	53,345	44,980	1,030	0,645	100	78	122	145	3,130	22
22	53,510	44,740	1,070	0,680	98	76	121	143	3,092	23
23	53,680	44,490	1,120	0,710	94	73	118	141	3,038	24
24	53,840	44,245	1,175	0,740	92	71	117	140	3,005	25
25	53,000	43,995	1,225	0,780	90	68	116	136	2,970	26
26	54,150	43,750	1,280	0,820	88	65	115	134	2,931	27
27	54,320	43,500	1,320	0,860	86	63	114	133	2,894	28
28	54,480	43,250	1,370	0,900	84	60	113	131	2,855	29
29	54,635	43,005	1,425	0,935	82	57	112	130	2,816	30
30	54,805	42,756	1,475	0,970	80	54	111	129	2,773	31
31	55,000	42,500	1,500	1,000	78	51	110	127	2,726	32
32	55,005	42,485	1,505	1,005	75	48	108	125	3,847	33
Сплав-прототип (сплави: №...45, 44, 47, 7, 9 - U.S. Patent Number: 4,770,725)										
45	48,75	49,75	-	1,5	37	15	112	162	8,573	78
44	48,50	49,50	-	2,0	44	17	120	180	8,631	75
47	46,00	50,00	-	4,0	30	5	138	190	8,792	108
7	47,00	47,00	-	6,0	48	20	145	195	8,952	115
9	45,00	43,00	-	12,0	50	30	157	183	9,212	120

Таблиця 2

№ спл.	Критичні температури мартенситного перетворення (°C)				Установлений зазор в стартері(мм) δ <sub>y</sub>	Час одного окремого контактування (сек.) τ <sub>к</sub>	Число робочих циклів в стартері N <sub>ц</sub>	Кінцева величина зазору(мм) δ <sub>к</sub>	Результат роботи сплавів в стартері
	Mn	Mk	Ап	Ак					
1	150	124	150	173	2,7	15	272	0	приварювання
2	148	127	151	171	2,9	2,2	>1600	3,4	позитивний

J	145	126	149	170	2,7	2,4	>1600	3,3	ПОЗИТИВНИЙ
	142	125	147	168	2,8	2,4	>1600	3,6	ПОЗИТИВНИЙ
5	138	122	144	167	2,8	2,3	>1600	3,7	ПОЗИТИВНИЙ
6	136	120	143	165	2,7	2,5	>1600	3,5	ПОЗИТИВНИЙ
7	134	118	142	163	2,7	2,4	>1600	3,6	ПОЗИТИВНИЙ
5	131	115	140	161	2,6	2,6	>1600	3,4	ПОЗИТИВНИЙ
9	128	112	138	159	2,7	2,5	>1600	3,7	ПОЗИТИВНИЙ
70	125	108	136	157	2,7	2,7	>1600	3,4	ПОЗИТИВНИЙ
77	122	106	134	155	2,9	2,6	>1600	3,6	ПОЗИТИВНИЙ
12	120	102	133	154	2,7	2,8	>1600	3,7	ПОЗИТИВНИЙ
13	118	100	132	152	2,8	2,8	>1600	3,7	ПОЗИТИВНИЙ
14	116	97	131	151	2,8	2,8	>1600	3,4	ПОЗИТИВНИЙ
15	114	95	130	150	2,7	3,0	>1600	3,6	ПОЗИТИВНИЙ
16	111	93	128	140	2,7	3,0	>1600	3,6	ПОЗИТИВНИЙ
17	108	90	126	147	2,6	3,2	>1600	3,3	ПОЗИТИВНИЙ
18	106	88	125	146	2,7	3,0	>1600	3,4	ПОЗИТИВНИЙ
19	104	84	124	148	2,7	3,0	>1600	3,6	ПОЗИТИВНИЙ
20	102	81	123	146	2,6	3,1	>1600	3,4	ПОЗИТИВНИЙ
21	100	78	122	145	2,7	3,3	>1600	3,5	ПОЗИТИВНИЙ
22	98	76	121	143	2,7	2,9	>1600	3,7	ПОЗИТИВНИЙ
23	94	73	118	141	2,9	3,0	>1600	3,4	ПОЗИТИВНИЙ
24	92	71	117	140	2,7	3,3	>1600	3,3	ПОЗИТИВНИЙ
25	90	68	116	136	2,8	3,2	>1600	3,7	ПОЗИТИВНИЙ
26	88	65	115	134	2,7	3,4	>1600	3,3	ПОЗИТИВНИЙ
27	86	63	114	133	2,7	3,3	>1600	3,4	ПОЗИТИВНИЙ
28	84	60	113	131	2,9	3,5	>1600	3,7	ПОЗИТИВНИЙ
29	82	57	112	130	2,7	3,4	>1600	3,4	ПОЗИТИВНИЙ
30	80	54	111	129	2,8	3,6	>1600	3,6	ПОЗИТИВНИЙ
31	78	51	110	127	2,7	3,7	>1600	3,5	ПОЗИТИВНИЙ
32	75	48	108	125	2,7	-	-	-	руйнування
Сплав-прототип (сплави: №....45, 44, 47, 7, 9 .... U.S. Patent Number: 4,770,725)									
45	37	15	112	162	2,4	184	63	0	приварювання
44	44	17	120	180	2,5	167	44	0	приварювання
47	30	5	138	190	2,7	362	72	0	приварювання
7	48	20	145	195	2,7	267	97	0	приварювання
9	50	30	157	183	2,5	75	81	0	приварювання





Фиг. 3