



УКРАЇНА

(19) UA (11) 14165 (13) U
(51) МПК (2006)
C22C 9/01МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ
І НАУКИ УКРАЇНИДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІ

ОПИС

ДО ДЕКЛАРАЦІЙНОГО ПАТЕНТУ
НА КОРИСНУ МОДЕЛЬвидається під
відповідальність
власника
патенту

(54) СПЛАВ НА ОСНОВІ МІДІ З ЕФЕКТОМ ПАМ'ЯТІ ФОРМИ

1

2

(21) u200507978

(22) 12.08.2005

(24) 15.05.2006

(46) 15.05.2006, Бюл. № 5, 2006 р.

(72) Бублій Ирина Роальдівна, Коваль Юрій Миколайович, Неганов Леонід Михайлович, Сич Тетяна Григорівна

(73) ІНСТИТУТ МЕТАЛОФІЗИКИ ІМ. Г.В. КУРДЮМОВА НАН УКРАЇНИ

(57) Сплав на основі міді з ефектом пам'яті форми, що містить алюміній, марганець, який відрізняється тим, що додатково містить кобальт при наступному співвідношенні компонентів, % ваг.:

алюміній	13,2-16,5
кобальт	4,1-8,5
марганець	4,2-8,0
мідь	решта.

Корисна модель відноситься до металургії, а саме, до прецизійних сплавів на основі міді з ефектом пам'яті форми для виготовлення на їх основі термочутливих з'єднувальних елементів, наприклад, термочутливих заклепок для механічного з'єднання деталей конструкцій, і може бути широко застосована у машинобудуванні та приладобудуванні у якості матеріалу для виготовлення термочутливих муфт для з'єднання трубопроводів, до яких пред'являють вимоги щодо високої механічної щільності затиснення та хімічної стійкості.

Відомо сплав на основі міді з ефектом пам'яті форми [Авт. свід. SU №1735416 А1, МПК⁴ C22C9/01, 23.05.92. Бюл.№19], що містить алюміній, кобальт, титан, цирконій, гафній, бор, мідь при наступному співвідношенні компонентів, % ваг.:

алюміній	9,0-11,0
кобальт	0,5-6,0
титан	0,5-6,0
цирконій	0,3-0,8
гафній	0,2-0,6
бор	0,015-0,1
мідь	решта

Основним недоліком сплаву є низькі механічні властивості, а саме: висока границя фазової течучості (σ_{τ}^{Φ}) при прямому мартенситному перетворенні (ПМП) в межах $\sigma_{\tau}^{\Phi}=45 \div 50$ МПа, що зумовлює зниження фазової пластичності ($\varepsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi}$) при ПМП до максимальної величини пластичної деформації ($\varepsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi}$)_{max}=1,5%. Під границею фазової теку-

чості (σ_{τ}^{Φ}) слід розуміти граничну сукупність внутрішніх мікроскопічних реактивних напруг ($\sigma_{\text{micro}}^{\sum R[Mn \div Mk]}$) сплаву з пам'яттю, що протидіють його максимальній пластичній деформації ($\varepsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi}$)_{max} при охолодженні в інтервалі температур прямого мартенситного перетворення (Мп ÷ Мк). Сплав також має низьку початкову границю реактивних напруг ($\sigma_{\text{Ак}}^{\text{Rn}}$), що ініціюються під час проходження зворотного (Ап ÷ Ак) мартенситного перетворення (ЗМП). При температурі кінця (Ак) ЗМП початкова границя реактивних напруг $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{Rn}}$ не перевищує 100 ÷ 110 МПа. Процес релаксації діючих внутрішніх мікроскопічних напруг ($\sigma_{\text{micro}}^{\sum R[An \div Ak]}$) та поява залишкової деформації ($\Delta \delta$) в умовах постійної дії зовнішнього навантаження веде до зниження початкової границі реактивних напруг сплаву до рівня $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{R}}=80 \div 90$ МПа. Під границею реактивних напруг ($\sigma_{\text{Ак}}^{\text{R}}$) слід розуміти граничну сукупність внутрішніх мікроскопічних напруг ($\sigma_{\text{micro}}^{\sum R[An \div Ak]}$) в сплаві з пам'яттю, що генеруються при нагріванні його в інтервал температур ЗМП у зневоленому стані при примусовому обмеженні відновлювальної деформації геометричної форми ($\varepsilon_{\text{An-Ak}}$). Механічна нестабільність сплаву, а саме, виникнення залишкової деформації ($\Delta \delta$) є результатом релаксації пружних напруг в процесі утво-

(19) UA (11) 14165 (13) U

рення у сплаві ряду перехідних фаз під час генерації внутрішніх реактивних напруг, що мають інші кристалічні грати чим вихідний кристал. Максимальна фазова пластичність сплаву ($\epsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi}$)_{max} в основному залежить від вмісту в сплаві певних хімічних складових та температури деформації по відношенню до температури рівноваги фаз. Із збільшенням у сплаві легуючих елементів зростає механічний опір пластичної течії матеріалу при прямому мартенситному перетворенні, оскільки дрібнозерниста структура, що утворюється після легування, сприяє підвищенню загальної міцності сплаву. Окрім цього, із зростанням температури ЗМП вище Ак у сплаві під впливом зовнішнього навантаження відбувається зростання розміру зерен, що веде до перерозподілу реактивних мікроскопічних напруг ($\sigma_{\text{micro}}^{\sum R|An \div Ak|}$), розтріскуванню і руйнуванню сплаву у зневоленому стані під час спроб відновлення початкової форми. Причому найбільш крупні зерна у сплаві утворюються після відносно незначної попередньої деформації на 0,5 ÷ 0,7%. Ця деформація є критична для вказаного сплаву щодо набуття сплавом стабільної зміни внутрішніх реактивних напруг ($\sigma_{\text{Ак}}^{\text{R}}$) при його термоцикуванні через інтервали температур МП. Низькі механічні властивості сплаву суттєво погіршують якість виробленої із сплаву механічної заклепки, який за відносно короткий час $\tau_{200^{\circ}\text{C}}=1,2 \div 3,0$ год. в зневоленому стані при температурі 200°C знижує на 20 ÷ 25% початкову границю реактивних напруг ($\sigma_{\text{Ак}}^{\text{Rn}}$) при радіальному затисненні з'єднаних деталей, а також знижує надійність довгострокового збереження щільності деталей. Через низькі термомеханічні властивості заклепки мають недостатню надійність роботи, що обумовлено розвитком у вказаному сплаві релаксаційних процесів при технологічному циклуванні через інтервали прямого (Мп ÷ Мк) та зворотного (Ап ÷ Ак) мартенситних перетворень у процесі виготовлення заклепок.

Відомо сплав на основі міді з ефектом пам'яті форми [Авт. свід. SU №1624039 А1, МПК⁵ C22C9/01, 30.01.91. Бюл.№4], що містить, алюміній, марганець, кобальт, бор у наступному співвідношенні хімічних елементів (% ваг.):

алюміній	12,0-13,0
марганець	2,5-4,0
кобальт	0,7-1,0
бор	0,03-0,2
мідь	решта

Основним недоліком цього сплаву є те, що він має відносно низькі механічні властивості, а саме:

високу фазову границю текучості при ПМП ($\sigma_{\text{т}}^{\Phi}$) в межах 35 ÷ 40 МПа, що знижує фазову пластичність ($\epsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi}$) при ПМП до максимально можливої величини фазової пластичної деформації ($\epsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi}$)_{max}=2,5 ÷ 3,0%. Окрім цього, низька початкова границя реактивної напруги $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{Rn}}=120 \div 130$ МПа, що генерується під час проходження зворотного

мартенситного перетворення при температурі кінця Ак ЗМП, в умовах постійної дії зовнішнього навантаження і температури (200°C) протягом $\tau_{200^{\circ}\text{C}}=0,5 \div 1,0$ годин, знижується до границі реактивної напруги $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{R}}=100 \div 110$ МПа. Це зумовлено

релаксацією внутрішніх напруг та появою залишкової деформації ($\Delta\delta$) в умовах постійної дії зовнішнього навантаження і температури. Виконані із вказаного сплаву термочутливі заклепки, а також з'єднувальні муфти мають низьку надійність з'єднання деталей. Окрім цього, пластична деформація сплаву в процесі виготовлення заклепок призводить до деформаційного зміцнення ділянок деформації, що викликає зростання опору пластичній деформації ($\epsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi}$). У зв'язку із зростанням

границі фазової текучості ($\sigma_{\text{т}}^{\Phi}$). В результаті загальний ступінь пластичної деформації знижується при ПМП на 1,5 ÷ 2,0%, а залишкова деформація ($\Delta\delta$) після нагрівання вище температури Ак підвищується на 0,5 ÷ 1,0%. З підвищенням рівня внутрішніх реактивних мікроскопічних напруг до ($\sigma_{\text{micro}}^{\sum R|An \div Ak|}$)_{max}, при нагріванні вище температури

Ак у сплаві утворюється нерівномірна крупнозерниста структура, що зумовлює підвищення крихкості сплаву. В результаті нестабільності механічних властивостей сплаву знижується надійність радіального розширення рухомих частин заклепки, а також герметичність стиснення з'єднаних деталей з утворенням зазорів між ними.

Найбільш близьким за сутністю до заявленої корисної моделі є сплав Гейслера з ефектом пам'яті на основі міді [Heusler F., Verhanl. deut. phys. Ges., 5, 219, 1903; Heusler F., Zs. angew. Chem., 17, 260, 1904], що містить, марганець, алюміній, мідь у наступному співвідношенні хімічних елементів, % ваг.:

марганець	6,0-18,7
алюміній	6,0-15,0
мідь	решта.

Основним недоліком сплаву-прототипу є те, що він має відносно низькі механічні властивості, а саме: відносно високу границю фазової текучості

при ПМП $\sigma_{\text{т}}^{\Phi}=30 \div 35$ МПа, що викликає зниження фазової пластичності при ПМП до $\epsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi}=4,5 \div 5,0\%$. Низька початкова границя реак-

тивних напруг $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{Rn}}=140 \div 150$ МПа, що генерують-

ся під час проходження зворотного (Ап ÷ Ак) мартенситного перетворення при температурі кінця (Ак) ЗМП та їх низька стабільність відтворення

$\sigma_{200}^{\text{R}}=130 \div 135$ МПа після $\tau_{200^{\circ}\text{C}}=0,5$ годин ви-

тримки сплаву в зневоленому стані при температурі 200°C, після попередньої пластичної деформації на $\epsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi}=4,5 \div 5,0\%$, є наслідком утворення

проміжних фаз після введення у розплав надлишкової маси Мп, що чинить опір відновленню початкової форми при ЗМП. Механічні з'єднувальні заклепки та термочутливі муфти, виконані із

вказаного сплаву, мають низьку надійність защемлення деталей. Це обумовлено розвитком у сплаві релаксаційних процесів під час технологічного циклування заготовки через інтервали прямого (Мп ÷ Мк) та зворотного (Ап ÷ Ак) мартенситних перетворень. Утворення залишкової деформації ($\Delta\delta$) в матеріалі заклепки, а також нестабільна деформація є результатом утворення у сплаві ряду перехідних фаз під час генерації внутрішніх

реактивних мікроскопічних напруг ($\sigma_{\text{micro}}^{\sum R|An \div Ak|}$), в результаті якої сплав періодично знижує свої механічні властивості при проходженні через інтервали температур новоутворених перехідних фаз МП, що мають інші кристалічні грати чим вихідний кристал. При цьому, фазова пластичність сплаву ($\epsilon_{\text{МП}}^{\Phi}$) знаходиться у сильній залежності від температури деформації і рівня внутрішніх реактивних

мікроскопічних напруг ($\sigma_{\text{micro}}^{\sum R|An \div Ak|}$) по відношенню до температури рівноваги фаз. При нагріванні сплаву вище температури Ак, в умовах дії максимальної реактивної напруги ($\sigma_{\text{Ак}}^R$)_{max}, яка генерується під впливом зовнішнього навантаження, має місце зростання розміру зерен, що веде до перерозподілу реактивних мікроскопічних напруг і руйнуванню сплаву під час виготовлення термочутливих елементів.

Технічною задачею корисної моделі є підвищення механічних властивостей сплаву, а саме: забезпечення низької границі фазової текучості при прямому мартенситному перетворенні - (σ_{τ}^{Φ}), підвищення фазової пластичності при прямому мартенситному перетворенні ($\epsilon_{\text{МП}}^{\Phi}$), підвищення границі та стабільності реактивних напруг ($\sigma_{\text{Ак}}^R$), що генеруються під час (τ) проходження зворотного (Ап ÷ Ак) мартенситного перетворення, шляхом введення у сплав визначеного співвідношення складових хімічних елементів, що поряд із алюмінієм (Al) та марганцем (Mn) дозволить сформувати специфічну структуру сплаву, яка зможе протидіяти процесам релаксації реактивних мікроскопічних напруг ($\sigma_{\text{micro}}^{\sum R|An \div Ak|}$) та підвищити фазову пластичність сплаву ($\epsilon_{\text{МП}}^{\Phi}$) і, при цьому, забезпечить високу надійність роботи сплаву у якості механічного з'єднувального елемента.

Поставлена технічна задача вирішується за рахунок того, що сплав на основі міді з ефектом пам'яті форми, що містить алюміній, марганець додатково введено кобальт при наступному співвідношенні хімічних компонентів, % ваг.:

алюміній	13,2-16,5
кобальт	4,1-8,5
марганець	4,2-8,0
мідь	решта.

Концентрація у сплаві кобальту (Co) в межах 4,1 ÷ 8,5(% ваг.) забезпечує сплаву зниження гра-

ниці фазової текучості (σ_{τ}^{Φ}) при прямому мартенситному перетворенні (Мп ÷ Мк) та одночасне підвищення фазової пластичності ($\epsilon_{\text{МП}}^{\Phi}$) при прямому мартенситному перетворенні. Концентрація у сплаві кобальту менш ніж 4,1(% ваг.) не забезпечує зниження границі фазової текучості (σ_{τ}^{Φ}) при

прямому мартенситному перетворенні - (σ_{τ}^{Φ}) та не забезпечує відповідного підвищення фазової пластичності ($\epsilon_{\text{МП}}^{\Phi}$) при прямому (Мп ÷ Мк) мартенситному перетворенні. Концентрація у сплаві кобальту більше ніж 8,5(% ваг.) приводить до підвищення крихкості сплаву в інтервалі температур Ап ÷ Ак ($\sigma_{\text{micro}}^{\sum R|An \div Ak|}$) і зниження стабільності від-

творення реактивних напруг ($\sigma_{\text{Ак}}^R$), що ініціюються під час проходження зворотного (Ап ÷ Ак) мартенситного перетворення.

Концентрація у сплаві Al в межах 13,2 ÷ 16,5(% ваг.) в поєднанні з Co підвищує інтервал температур існування β' -фази, забезпечує оптимальну пластичність сплаву і, при цьому, протидіє релаксації пружних напруг при нагріванні сплаву у зневоленому стані вище температури кінця (Ак) зворотного мартенситного перетворення. Концентрація у сплаві Al менше ніж 13,2(% ваг.) не надає сплаву оптимального підвищення пластичності між початком і кінцем прямого мартенситного перетворення, підвищує опір деформації сплаву, а більше ніж -16,5(% ваг.) зумовлює підвищення крихкості та зниження стабільності відновлення реактивних напруг ($\sigma_{\text{Ак}}^R$)_{max} та появу руйнівних напруг після нагрівання сплаву у зневоленому стані вище температури Ак.

Порівняльний аналіз хімічних складових запропонованого сплаву з відомим сплавом-прототипом показав, що запропонований склад сплаву і співвідношення хімічних елементів в ньому відрізняються від відомого тим, що у сплав введено хімічний компонент Co, причому введений у сплав відомий хімічний компонент Al має інші межі, що відсутні у сплав-прототипі. Це дозволило отримати позитивний ефект при створенні запропонованого сплаву, підтримуючого одночасно дві основні функції, а саме, функцію накопичувача максимальної пластичної деформації при прямому мартенситному перетворенні та функцію генератора максимальних реактивних напруг при температурах зворотного мартенситного перетворення, що стабільно перетворює відносно значну пластичну деформацію в стабільні за величиною реактивні зусилля. Причому позитивний ефект також полягає у суттєвому поліпшенні механічних властивостей сплаву, а саме, у збільшенні в 2÷2,5 рази силових характеристик та відсутності залишкової деформації при довгостроковому використанні сплаву в механічних з'єднувальних елементах. При цьому, одержаний позитивний результат нового сплаву підкріплено широкими можливостями його використання у якості матеріалу для ме-

ханічного з'єднання. Із цього можна зробити висновок, що заявлене науково-технічне рішення: "Сплав мідь-алюміній-кобальт-марганець з пам'яттю форми" відповідає критеріям "суттєві відмінності" та "новизна".

Для експериментальної оцінки властивостей запропонованого сплаву було підготовлено 26 суміші інгредієнтів, 18 із яких відтворили оптимальні результати (таблиця 1, сплави: №2...19). При виготовленні сплавів у якості присадок застосовували два лігатурні з'єднання хімічно чистих металів: Al-Co та Cu-Mn, що дозволило при проведенні плавки знизити вміст окисних включень і усунути ліквідацію 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. Кожен із отриманих зразків сплавів, після попередньої термомеханічної обробки, піддавали резистометричним та дилатометричним дослідженням з метою визначення критичних температур мартенситних перетворень (Мп, Мк, Ап, Ак). 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 нижче температури початку прямого мартенситного перетворення (Мп) і наступного нагрівання вище температури початку зворотного мартенситного перетворення (Ап). Із одержаних відливок методом високотемпературної екструзії з наступним волочінням отримували дослідні зразки у вигляді дроту $\phi 0,35 \times 1000,0$ мм. Дослідні зразки сплавів, виконані у вигляді дроту, піддавали механічним дослідженням шляхом розтягу дроту при температурах Мп ÷ Мк з одночасним контролем реактивних напруг при відновленні довжини дроту при нагріванні в інтервал температур Ап ÷ Ак. Виготовлення експериментальних зразків термочутливих заклепок із одержаних сплавів проводили на лабораторному обладнанні Інституту металофізики ім. Г.В.Курдюмова НАН України.

Аналіз результатів свідчить, що у запропонованому сплаві оптимальний позитивний ефект досягається у заявлених межах (таблиця 1, сплави №2...19), а саме: при вмісті у сплаві Со в межах від 4,1 до 8,5(% ваг.) та Al в межах від 13,2 до 16,5(% ваг.) при відповідному вмісті Мп в межах від 4,2 до 8,0(% ваг.) критичні точки мартенситного перетворення змінюються, відповідно, в межах від: Мп=95°C; Мк=67°C; Ап=97°C; Ак=133°C (сплав №2, табл.1) до Мп=35°C; Мк=12°C; Ап=55°C; Ак=86°C (сплав №19, табл.1). Мінімальна границя фазової текучості при прямому мартенситному перетворенні складає: $\sigma_{\tau}^{\Phi} = 11,2$ МПа (сплав №9,

табл.1), а максимальна: $\sigma_{\tau}^{\Phi} = 20,4$ МПа (сплав №19, табл.1). Максимальна фазова пластичність ПМП становить: $\epsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi} = 8,5\%$ (сплав №9, табл.1),

а мінімальна: $\epsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi} = 6,0\%$ (сплав №19, табл.1). Максимальна границя реактивної напруги кінця зворотного (Ак) МП становить: $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{R}} = 230$ МПа

(сплав №9, табл.1), а мінімальна $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{R}} = 160$ МПа (сплав №19, табл.1). Після витримки сплавів в деформованому (зневоленому) стані $\tau_{\text{Ак}}^{\text{R}} = 240$ годин при 200°C максимальна границя реактивної напруги не змінюється: $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{Rn}} = \sigma_{200}^{\text{R}} = 230$ МПа (сплав №9, табл.1), а також не змінюється і мінімальне її значення: $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{Rn}} = \sigma_{200}^{\text{R}} = 160$ МПа (сплав №19, табл.1). Відхилення від визначеного хімічного складу сплаву (сплави №1, 20 - табл.1) приводить до руйнівних процесів. Таким чином, тільки в заявлених межах запропонований сплав має високі механічні властивості.

Порівняльний аналіз термомеханічних властивостей запропонованого сплаву і сплаву прототипу свідчить (сплави №2÷19 та сплави-прототипи №21÷24, таблиця 1), що завдяки введенню у сплав Со в межах від 4,1 до 8,5(% ваг.) та Al в межах від 13,2 до 16,5(% ваг.) при відповідному вмісті Мп в межах від 4,2 до 8,0(% ваг.) усуваються основні недоліки сплаву-прототипу (сплави №21÷24, таблиця 1), а саме, суттєво поліпшуються механічні властивості запропонованого сплаву з пам'яттю, а саме:

- знижується в 2 ÷ 2,5 раз границя фазової текучості при прямому мартенситному перетворенні (ПМП) - $\sigma_{\tau}^{\Phi} = 11,2$ МПа;

- підвищується в 2 ÷ 2,5 рази фазова пластичність при ПМП - $\epsilon_{\text{ПМП}}^{\Phi} = 8,5\%$;

- підвищується в 2 рази границя реактивних напруг ($\sigma_{\text{Ак}}^{\text{R}}$), що генерується під час проходження зворотного (Ап÷Ак) мартенситного перетворення (ЗМП) і при температурі кінця (Ак) ЗМП;

- відтворюється на 100% величина реактивних напруг ($\sigma_{\text{Ак}}^{\text{R}}$) після технологічних витримках сплаву у зневоленому стані, а саме: після $\tau_{\text{Ак}}^{\text{R}} = 240$

годин витримки при 200°C максимальна реактивна напруга стабільна і при температурі кінця зворотного мартенситного перетворення Ак становить: $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{Rn}} = \sigma_{200}^{\text{R}} = 230$ МПа;

- усувається вплив релаксації на діючі внутрішні напруги без утворення залишкової деформації ($\Delta\delta$) в умовах зростаючого навантаження після витримки $\tau_{200}^{\text{C}} = 240$ год. сплаву, а саме, початкова реактивна напруга не змінюється: $\sigma_{\text{Ак}}^{\text{Rn}} = \sigma_{200}^{\text{R}} = 230$ МПа.

Таким чином, завдяки підвищенню термомеханічних властивостей сплаву виготовлені з нього термочутливі з'єднувальні елементи, мають високу надійність роботи, що зумовлено, по-перше, відсу-

тністю у запропонованому сплаві релаксаційних процесів, які не виникають при технологічному зневоленні елементів в інтервалі зворотного ($A_{\text{п}} \div A_{\text{к}}$) мартенситного перетворення. По-друге, усувається залишкова деформація сплаву і, по-третє, забезпечується стабільна деформація, що є результатом введення до сплаву Co (кобальту), Al (алюмінію) та Mn (марганцю) у визначеному співвідношенні, в результаті чого сплав стабільно відтворює свої термомеханічні властивості при проходженні через інтервали температур МП. При цьому фазова пластичність сплаву ($\varepsilon_{\text{МП}}^{\text{ф}}$) не знаходиться у сильній залежності від температури деформації по відношенню до температури рівноваги фаз. При нагріванні сплаву вище температури $A_{\text{к}}$, в умовах максимальної дії реактивних напруг ($\sigma_{A_{\text{к}}}^{\text{R}}$)_{max}, що генеруються під тиском зовнішнього навантаження, відсутній процес росту зерен, що протидіє перерозподілу реактивних мік-

роскопічних напруг ($\sigma_{\text{micro}}^{\text{R}} |A_{\text{п}} \div A_{\text{к}}|$) і запобігає руйнуванню сплаву у процесі виготовлення з'єднувальних термочутливих елементів.

Запропонований прецизійний сплав Cu-Al-Co-Mn з пам'яттю форми може бути широко застосований у приладобудуванні. Широке використання запропонованого сплаву приведе до суттєвої економії коштів за рахунок здешевлення конструкцій, спрощення технологій виготовлення термочутливих вузлів в умовах забезпечення високої надійності роботи сплаву.

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 елементи сплаву (%ваг.):				Критичні темпе- ратури мартенситного пе- ретворення – МП (°C):				Гра- ниця фазової теку- чості прямого МП (МПа):	Фа- зова пластич- ність прямого МП (%):	Почат- кова границя реак- тивної напруги кінця (Ак) зво- рот- ного МП (МПа):	Час вит- римки реактив. напруги при 200°С, (годин):	Гра- ниця реактив. напруги (Ак) після вит- римки при 200°С (МПа):	Результат механічних властивостей виготовлених сплавів
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
Запропонований сплав														
1	13,0	4,0	8,2	решта	95	67	97	133	22,6	6,5	-	0,5		Руйнування
2	13,2	4,1	8,0	решта	90	65	95	130	16,5	6,7	180	240	180	Оптимальний
3	13,4	4,3	7,8	решта	88	62	93	128	15,4	6,9	187	240	187	Оптимальний
4	13,6	4,5	7,5	решта	85	58	90	125	15,2	7,3	192	240	192	Оптимальний
5	13,8	4,7	7,3	решта	82	55	88	122	14,8	7,5	200	240	200	Оптимальний
6	14,0	5,0	7,0	решта	78	52	86	120	14,5	7,8	208	240	208	Оптимальний
7	14,2	5,3	6,8	решта	75	50	84	118	13,6	8,0	215	240	215	Оптимальний
8	14,4	5,5	6,5	решта	72	47	82	115	12,3	8,3	220	240	220	Оптимальний
9	14,6	5,8	6,2	решта	68	45	78	112	11,2	8,5	230	240	230	Оптимальний
10	14,8	6,0	6,0	решта	65	42	76	110	12,4	8,2	218	240	218	Оптимальний
11	15,0	6,2	5,8	решта	62	38	73	108	13,6	8,0	216	240	216	Оптимальний
12	15,2	6,5	5,6	решта	57	35	70	105	14,5	7,7	210	240	210	Оптимальний
13	15,4	6,8	5,4	решта	55	32	68	103	15,4	7,5	205	240	205	Оптимальний
14	15,6	7,2	5,2	решта	52	28	65	100	15,7	7,3	190	240	190	Оптимальний
15	15,8	7,5	5,0	решта	48	25	64	98	16,5	7,0	185	240	185	Оптимальний
16	16,0	7,8	4,8	решта	45	22	62	95	17,4	6,5	180	240	180	Оптимальний
17	16/2	8,1	4,6	решта	42	18	60	92	18,8	6,4	177	240	177	Оптимальний
18	16,4	8,3	4,4	решта	38	15	57	98	19,7	6,3	170	240	170	Оптимальний
19	16,5	8,5	4,2	решта	35	12	55	86	20,4	6,0	160	240	160	Оптимальний
20	16,8	8,7	4,0	решта	30	10	53	84	25,7	5,7	-	0,5	-	Руйнування

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
Сплав-прототип (сплави Гейслера в дужках... № 1,2,3,4)														
21(1)	11,2	-	6,0	решта	72	46	83	103	30	5,0	140	0,5	130	Незадовільно
22(2)	10,8	-	7,0	решта	77	42	88	122	35	4,9	145	0,5	135	Незадовільно
23(3)	10,6	-	8,0	решта	86	37	97	138	32	4,8	-	0,5		Руйнування
24(4)	10,2	-	9,0	решта	97	34	112	155	30	4,5	-	0,5		Руйнування