

PACS numbers: 61.72.S-, 62.20.fg, 62.23.St, 64.70.Nd, 81.30.Kf, 81.40.Ef

Нові потрійні функціональні стопи титану

М. Б. Бабанли, В. С. Гусейнов, С. С. Гусейнов, А. О. Перекос*,
Л. Д. Демченко**, А. М. Тітенко***

*Азербайджанський державний університет нафти та промисловості,
просп. Азадліг, 20,
1010 Баку, Азербайджан*

**Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

***Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Перемоги, 37,
03056 Київ, Україна*

****Інститут магнетизму НАН та МОН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36^b,
03142 Київ, Україна*

В роботі досліджено вплив легування Станумом в кількості $x = 1-8\%$ ваг. на механічну поведінку в умовах одновісного розтягу стопів потрійної системи Ti–12% Mo– x Sn, що піддані комплексній термомеханічній обробці, яка складається з гомогенізуючого відпалу, гартування, холодної прокати зі ступенем обтиснення 90–99% і фінішного гартування. Проведено

Corresponding author: Anatoliy Mykolayovych Titenko
E-mail: titenko@imag.kiev.ua

*Azerbaijan State Oil and Industrial University,
20 Azadliq, AZ-1010 Baku, Azerbaijan*

**G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

***National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

****Institute of Magnetism under N.A.S. and MES of Ukraine,
36^b Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: M. B. Babanli, V. S. Huseynov, S. S. Huseynov, A. O. Perekos,
L. D. Demchenko, and A. N. Titenko, New Triple Functional Titanium Alloys,
Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 43, No. 3: 367–381 (2021) (in Ukrainian),
DOI: [10.15407/mfint.43.03.0367](https://doi.org/10.15407/mfint.43.03.0367).

аналіз механічних властивостей потрійних стопів в залежності від концентрації легуючого елементу. Експериментально встановлено, що з підвищенням вмісту Стануму до 10% відмічається збільшення міцності при зменшенні пластичності. Так, приріст границі плинності складає 20–40%, тимчасового опору руйнуванню — 27–35%, а пластичності — від +10 до –30%, в порівнянні з механічними характеристиками загартованого бінарного стопу Ti–12% Mo після аналогічної термомеханічної обробки. Така деформаційна поведінка і підвищення міцності потрійних стопів Ti–Mo–Sn обумовлені твердорозчинним зміцненням, при цьому, деформування стопів протікає по каналах механічного двійникування і фазового перетворення, що підтверджується мікроскопічними і рентгенографічними дослідженнями. Висока пластичність стопів з концентрацією Стануму 1–6% обумовлена одночасним індукуванням мартенситу деформації з орторомбічною ґратницею і двійникуванням, яке супроводжується високою швидкістю деформаційного зміцнення.

Ключові слова: стопи титану, індуковане напруженням мартенситне перетворення, деформація, двійникування, пластичність.

The work is aimed at studying the effect of doping with tin in an amount of $x = 1–8\%$ wt. on the mechanical behaviour under uniaxial tension of alloys of ternary system Ti–12%Mo– x Sn subjected to complex thermomechanical treatment, consisting of melting, homogenizing annealing, quenching, cold rolling with a compression degree of 90–99% and finishing quenching. The changes in mechanical properties of the ternary alloys depending on the concentration of alloying element are analysed. As experimentally established, an increase in strength indices with a decrease in ductility is noted with an increase in tin content up to 10%. Thus, the increase in yield stress is 20–40%, in ultimate strength is 27–35%, and in ductility is in the range of +10––30% as compared to the indices for the quenched binary alloy Ti–12% Mo after the similar thermomechanical treatment. Such deformation behaviour and an increase in strength characteristics are due to solid-solution hardening, while the alloy deformation occurs by mechanical twinning and phase transformation, that is confirmed by microscopic and X-ray diffraction studies. High ductility of alloys with tin concentration of 1–6% is due to the simultaneous induction of strain martensite with an orthorhombic lattice and twinning, which is accompanied by a high rate of strain hardening.

Key words: titanium alloys, stress-induced martensite transformation, deformation, twinning, plasticity.

(Отримано 17 жовтня 2019 р.; остаточн. варіант — 22 грудня 2020 р.)

1. ВСТУП

Інтенсивний розвиток нових технологій зумовлює якісно новий підхід до вибору відповідних матеріалів. Все більш зростаючі потреби товаровиробників спрямовані на підвищення функціональних властивостей нових матеріалів, у зв'язку з виконанням ними, як міні-

мум однієї, а то й декількох функцій. В результаті до нових матеріалів висувають ряд вимог, особливо, щодо раціонального вибору складу стопів, ефективного способу їх отримання та застосування додаткових термічних і механічних обробок. Функціональні властивості нових матеріалів створюють умови для їх застосування в складних і відповідальних системах. Перехід до техніки нового покоління інтенсивно здійснюється як в аерокосмічній, так і в медичній сферах, і пов'язаний з жорсткими вимогами, що пред'являються до застосування відповідних матеріалів. Прикладом може слугувати одночасне підвищення міцності і пластичності титанових стопів для застосування в аерокосмічній техніці з метою надання деталям, що виготовляються складної форми шляхом послідовних технологічних операцій [1, 2].

Стопи Титану, які мають унікальні властивості, перш за все, механічні і антикорозійні [3], знаходять різноманітне застосування в різних галузях промисловості [4–6]. Додатково легуючи титанові стопи, можна досягати збільшення міцності в 2–3 рази [4]. Низька густина в поєднанні з високими характеристиками міцності забезпечує стопам Титану більш високу питому міцність в широкому інтервалі температур в порівнянні, наприклад, зі сталями, алюмінієвими або жароміцними нікелевими стопами [8, 9]. Ці показники стають вирішальним фактором для застосування титанових стопів в авіаційній та аерокосмічній техніці, енергетиці, медицині, автобудуванні і т.д. [9, 10].

До нових стопів Титану можна віднести стопи з пам'яттю форми, надпровідники з підвищеною корозійною стійкістю, біосумісні матеріали, акумулятори Гідрогену, жароміцні стопи [9, 10]. У стопах Титану з елементами V, Nb, Mo, Ta при досить високій їх концентрації β -твердий розчин зберігається до кімнатної температури, не зазнаючи евтектоїдного розпаду, що, в свою чергу, ускладнює утворення мартенситних структур. Додаток Молібдену ефективно підвищує міцність стопів при кімнатних і високих температурах. Для фіксації загартуванням однофазної гомогенної β -структури досить 11% Мо [11]. Недоліком легування Молібденом є те, що у нього висока температура плавлення і це ускладнює отримання гомогенних стопів з Титаном, а також підвищує щільність стопу. Механічні властивості стопів Титану з Молібденом можуть бути значно поліпшені шляхом гартування і подальшим старінням.

Титановий стоп, який містить 15% Мо, є одним з найбільш відомих стопів, що застосовується для медичного призначення. Легування Молібденом підвищує опір корозії, а також призводить до кращої комбінації міцності і пластичності, і, отже, до високої межі витривалості. В бінарній системі Ti–Mo найбільший запас пластичності має стоп з метастабільною β -структурою і вмістом Молібдену 12% ваг. [12]. Висока пластичність цього стопу обумовлена механі-

змом двійникування, індукованим в системі $\{332\} \langle 113 \rangle$ [13].

Додавання Стануму до титану в кількості 1% ваг. сприяє приросту $\sigma_{0,2}$ в середньому на 100 МПа [11].

Тому, представляє як науковий, так і практичний інтерес розширити уявлення про функціональні властивості потрібних Ti–Mo–Sn стопів і встановити особливості їх механічної поведінки після термомеханічної обробки, що сприяє формуванню дрібнодисперсної мартенситної орієнтованої структури, щодо високотемпературної β -фази.

Метою роботи є дослідження впливу легування нейтральним хімічним елементом (Sn у кількості 1–8% ваг.) нових потрібних титанових стопів з постійним вмістом 12% ваг. Молибдену на його механічні властивості для досягнення більш високого рівня міцності при збереженні пластичності в порівнянні з його відомим бінарним аналогом Ti–12% Мо.

2. ПІДГОТОВКА ЗРАЗКІВ І МЕТОДИКИ ВИМІРЮВАННЯ

Стопи наступного складу Ti–12% Мо– x Sn (де $x = 1, 2, 3, 4, 6, 8\%$ ваг.) були піддані багатостадійній обробці. Процес підготовки зразків проходив наступні стадії: після плавки в дуговій печі зразки були гомогенізовані у вакуумній камері, після чого загартовані в воду і піддані холодній прокатці зі ступенем обтиснення 90–99%. Після надання відповідної форми, зразки знову піддавалися гартуванню від 900°C при витримці 30 хв. Деформаційну поведінку в умовах одновісного розтягу і при циклічних випробуваннях навантаження–розвантаження досліджуваних стопів були проведені з використанням машини INSTRON 5966 з постійною швидкістю деформації 10^{-3} с^{-1} при кімнатній температурі. Випробування при циклуванні навантаження–розвантаження зразків проводилися в послідовності 1,5; 5; 10% досягнення ступеня деформації. Для точного вимірювання деформації зразків був використаний екстензометр. Всі випробування на розтяг супроводжувалися в напрямку осі прокатки зразків. Зміна фазового складу стопу в процесі деформації вивчалася за допомогою рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрі Philips PW3710 в CuK_α -випромінненні.

3. ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ СТАНУМОМ СТОПІВ В ПОТРІБНІЙ СИСТЕМІ Ti–12% Мо– x Sn ($x = 1–8\%$) НА ЇХ МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Розглянемо динаміку зміни показників напружено-деформованого стану стопів системи Ti–12% Мо– x Sn ($x = 1–8\%$) в умовах одновісного розтягу при кімнатній температурі випробування. Отримані

експериментальні криві деформаційної поведінки стопів порівнювалися з наявними даними по модельному бінарному стопу Ti–12% Mo (ваг.), який демонструє гарні механічні властивості: високу міцність на розтяг (≈ 1000 МПа), однорідну пластичність ($\delta = 0,38$) і значний ефект деформаційного зміцнення, близький до теоретичної межі. До того ж цей стоп, що складається із загартованої β -фази, був обраний в якості основного кандидата на поліпшення його механічних властивостей, завдяки конкуренції і одночасній реалізації двох основних механізмів пластичної деформації, що протікають в ньому: пластичністю, обумовленою фазовим перетворенням TRIP (TRansformation-Induced Plasticity) і пластичністю, обумовленою двійникуванням TWIP (TWinning-Induced Plasticity) [14, 15].

Відомо [16], що збільшення β -стабілізуючих елементів може змінити баланс механізмів деформації титанових стопів між мартенситним перетворенням, двійникуванням і дислокаційним ковзанням. Одночасна поява TRIP і TWIP ефектів і механізму дислокаційного ковзання спостерігалася в Ti–12% Mo (ваг.) [17]. У псевдо- β -титанових стопах з малим вмістом легуючих елементів і низькою стабільністю β -фази холодна деформація переважно реалізується двійникуванням $\{332\} \langle 113 \rangle$, при цьому стоп має низьку межу плинності і високе видовження до руйнування [18]. Деформаційне двійникування цих матеріалів забезпечує істотний внесок в деформаційний механізм завдяки превалюванню TWIP ефекту.

Експериментальні інженерні криві «напруження–деформація» були перебудовані в координатах «справжнє напруження–справжня деформація» для більш точної і повної картини розуміння природи процесів, що протікають в стопах.

За результатами аналізу кривих « σ – ϵ » (рис. 1) можна стверджувати, що стопи демонструють схильність до збільшення показників міцності за рахунок зміни пластичності, а саме границі плинності (σ_T) і границі міцності (σ_B) з ростом концентрації Стануму в послідовності 2, 4, 6%. Основні механічні характеристики стопів наведено в табл. 1.

Зміцнення стопів обумовлено механізмами твердорозчинного і деформаційного (в результаті попередньої термомеханічної обробки) зміцнення. Потрібно відзначити, що середня величина внутрішніх гартівних напружень безпосередньо пов'язана з параметром розмірної невідповідності ґратниці та елементарної комірки в залежності від атомних радіусів компонентів стопу, усереднених за об'ємом, що має тенденцію до зростання із збільшенням концентрації Стануму.

Для всіх досліджуваних потрійних стопів Ti–Mo–Sn в порівнянні з бінарним Ti–12% Mo границя міцності (σ_B) підвищується незначно, в той час як границя плинності (σ_T) значно зростає. Максималь-

ні характеристики міцності демонструє стоп, який містить 6% Стануму, проте, при цьому зменшується його модуль Юнга, а пластичність стає на 40% меншою, ніж у стопі, що містить 2% Sn.

В цілому встановлено, що механічні властивості стопів Ti–12% Mo– x Sn ($x = 2, 4, 6\%$), що досліджені нами приблизно на однаковому рівні, крім того, стопи мають схожу деформаційну поведінку, за винятком стопу з 8% Sn. Так, при збільшенні концентрації Стануму на кожні 2% межа плинності монотонно зростає на 20% з невеликим відхиленням при 1 і 3% Sn. Однак, при досягненні концентрації Стануму в стопі з 8% приріст $\Delta\sigma_t$ збільшується більш, ніж в 2 рази (на $\sim 100\%$), при цьому змінюється сам механізм деформування. Підвищення вмісту Стануму понад 8% призводить до зміни механізму деформування, обумовлене крихким руйнуванням в результаті дислокаційного ковзання, завдяки збільшенню внутрішніх напружень в зв'язку з невідповідністю параметрів кристалічних ґратниць.

Напруження тимчасового опору (тимчасова міцність) також має тенденцію до зростання на 20%. Однак, при вмісті в стопі 8% Стануму спостерігається перехід до крихкості, що призводить до падіння механічної міцності і, як результат, до значного зменшення пластичності. Така поведінка пов'язана зі зміною механізму плас-

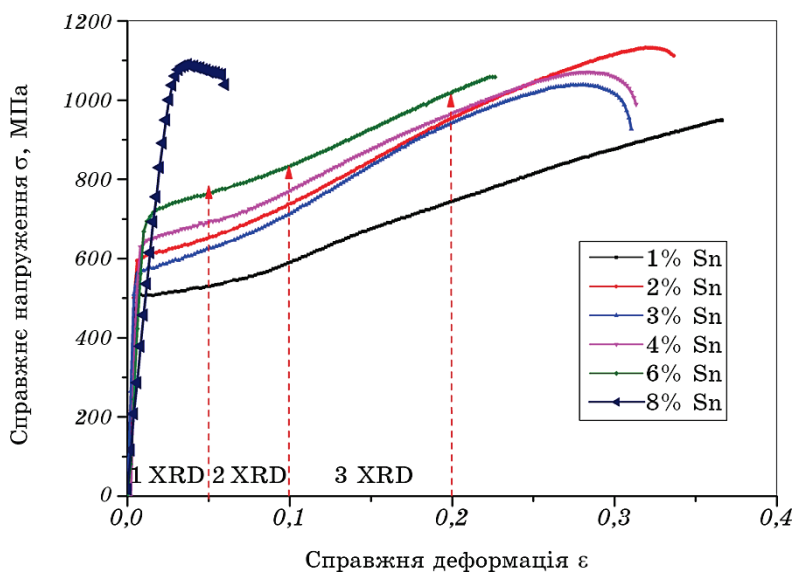


Рис. 1. Криві «справжнє напруження (σ)–справжня деформація (ε)» стопів системи Ti–12% Mo– x Sn (при кімнатній температурі випробування).

Fig. 1. ‘True tensile (σ)–true strain (ε)’ curves of Ti–12% Mo– x Sn alloys system (at room temperature test).

ТАБЛИЦЯ 1. Основні механічні характеристики стопів системи Ti–Mo–Sn: σ_T — межа плинності, $\sigma_{v(max)}$ — напруження тимчасового опору, E — модуль Юнга, ε_{max} — ступінь деформації.

TABLE 1. The main mechanical characteristics of Ti–Mo system alloys: σ_T —yield strength, $\sigma_{v(max)}$ —strain of temporary resistance, E —Young’s modulus, ε_{max} —deformation ratio.

Стопи	Інженерна крива				Справжня крива		
	σ_T , МПа	$\sigma_{v(max)}$, МПа	E , ГПа	ε_{max} , %	σ_T , МПа	$\sigma_{v(max)}$, МПа	ε_{max} , %
Ti	523	673	108	24	–	–	–
Ti–7,5Mo [16]	737	1019	70	16	–	–	–
Ti–12Mo [16]	–	–	84	–	480	980	38
Ti–12Mo–1Sn	515	659	84,2	44,25	515	950	36
Ti–12Mo–2Sn	600	777	99,6	50	600	1130	40
Ti–12Mo–3Sn	580	751	104,5	46,5	580	1040	38
Ti–12Mo–4Sn	650	772	105,7	46,5	650	1070	38
Ti–12Mo–6Sn	710	806	67,5	31,5	710	1060	27
Ti–12Mo–8Sn	1050	1069	83,6	3	1050	1090	3
Ti–15Mo [16]	745	921	84	25	–	–	–

тичної деформації: зменшенням вкладу внутрішньозеренного ковзання і підвищенням ролі зернограничного, при якому деформаційне зміцнення і рівномірне подовження помітно зменшується.

У разі бінарного стопу Ti–12% Mo, на кривій деформування спостерігаються три ділянки деформаційного зміцнення. Для потрійних стопів, що досліджуються слідом за I ділянкою — стадією пружної деформації, починаючи з 1% пролягає II ділянка — стадія наростання швидкості деформаційного зміцнення, яка закінчується III стадією, в 2,5 рази довшою за попередню — характеризується зростанням міцності при зменшенні швидкості її наростання.

Особливістю деформаційної поведінки стопів в полі одновісного розтягу є наявність трьох ділянок на кривій розтягу, так само і трьох ділянок, характерних для бінарного стопу, які відрізняються як інтервалом, так і коефіцієнтом деформаційного зміцнення.

Оптимальному поєднанню високої механічної міцності і пластичності при високих ступенях деформації відповідає стоп Ti–12% Mo–2% Sn, а з підвищенням вмісту Стануму до 3–4% починаються знижуватися показники міцності і пластичності.

У високосиметричних стопах з ОЦК-структурою, в яких переважає дислокаційний механізм деформації ковзанням, може також реалізовуватися і деформаційне двійниковання. При цьому, межі

двійників, які поступово утворюються зі збільшенням ступеня деформації, створюють ефективні перешкоди для дислокаційного ковзання [20, 21].

Стопи з молібденовим еквівалентом в діапазоні концентрацій від 10 до 30% відносяться до класу так званих псевдо- β -титанових стопів. До того ж метастабільні β -титанові стопи з початковими механізмами деформації як TRIP, так і TWIP зазвичай демонструють низьку границю плинності в інтервалі між 200 і 500 МПа (наприклад, Ti-24% Nb-4% Zr-8% Sn (≈ 200 МПа) [22], Ti-12% Mo (≈ 480 МПа) [16], Ti-9% Mo-6% W (≈ 480 МПа) [23]). Це пов'язано з тим, що критичне напруження, необхідне для початку перебігу мартенситного перетворення знаходиться в діапазоні від 190 до 360 МПа в залежності від швидкості деформації [24]. Ці стопи демонструють високу швидкість деформаційного зміцнення і велике рівномірне подовження.

Однак, в останні кілька років значний інтерес представляють метастабільні β -титанові стопи, які також демонструють двійникування і дислокаційне ковзання (до них відносяться Ti-10% Cr [25], Ti-15% Mo [26] і Ti-10% Mo-1% Fe [27]). Завдяки специфічним механізмам деформації, зсуву, двійникуванню і дислокаційному ковзанню, що протікають в цих стопах, вони демонструють відносно більш високу, порівняно з стопами попереднього класу, границю плинності з низьким коефіцієнтом деформаційного зміцнення. В цьому випадку домінуючою активною системою двійникування зазвичай стає $\{332\} \langle 113 \rangle$.

Досліджувані нами стопи, що містять від 2 до 6% Sn, в загартованому стані, мають метастабільну бета-фазу з ОЦК-ґратницею і відносяться до другого класу титанових стопів, що демонструють високу границю плинності. Мартенсит охолодження в них не виявляється аж до температур кипіння рідкого азоту.

В результаті впливу одновісного напруження розтягу висока пластичність стопів є наслідком індукування мартенситного перетворення за механізмом двійникування. Ідентифікуючи зміни структури в процесі деформування, за даними рентгеноструктурного аналізу (рис. 2), відзначається утворення мартенситної α' -фази з орторомбічною ґратницею (мартенсит деформації). Причому, мартенсит деформації формується в певних кристалографічних напрямках, про що свідчить про наявність на рентгенограмах ліній α' -фази, що відповідають одній системі площин відбиття (021) та (023).

На рентгенограмах недеформованих зразків присутні лише лінії високотемпературної β -фази з періодом ґратниці $a = 0,3267$ нм. В результаті деформації 1,5% на рентгенограмах поряд з високотемпературною β -фазою з'являються лінії мартенситної α' -фази. З підвищенням ступеня деформації до 10% при розтязі інтенсивність

ліній високотемпературної β -фази знижується, а мартенситної α'' -фази збільшується, що свідчить про збільшення кількості мартенситу деформації, що утворюється.

Крім того, з підвищенням ступеня деформації при розтязі лінії високотемпературної β -фази зміщуються в бік менших кутів дифракції, що обумовлено збільшенням періоду ґратниці β -фази з ростом макронапружень розтягу при деформації. При деформації 10% період ґратниці сягає $a = 0,332$ нм (див. рис. 2). Також, з ростом ступеня деформації спостерігається уширення ліній, обумовлене виникненням мікронапружень, пов'язаних зі збільшенням густини недосконалостей кристалічної будови.

Значний інтерес представляє аналіз впливу легування на різних ділянках кривої «напруження–деформація» досліджуваних стопів. Особливості кривих деформаційного зміцнення полікристалів пов'язані, в першу чергу, з наявністю меж зерен і різною їх орієнтацією по відношенню до зовнішнього впливу.

Для стопу з вмістом 4% Стануму, на відміну від стопів з 2 і 6% Sn, величина зворотної деформації збільшується, а сама деформація протікає при постійній величині механоіндукованого напруження. Властивості псевдо- β -титанових стопів змінюються в широкому діапазоні. До традиційних методів підвищення механічних

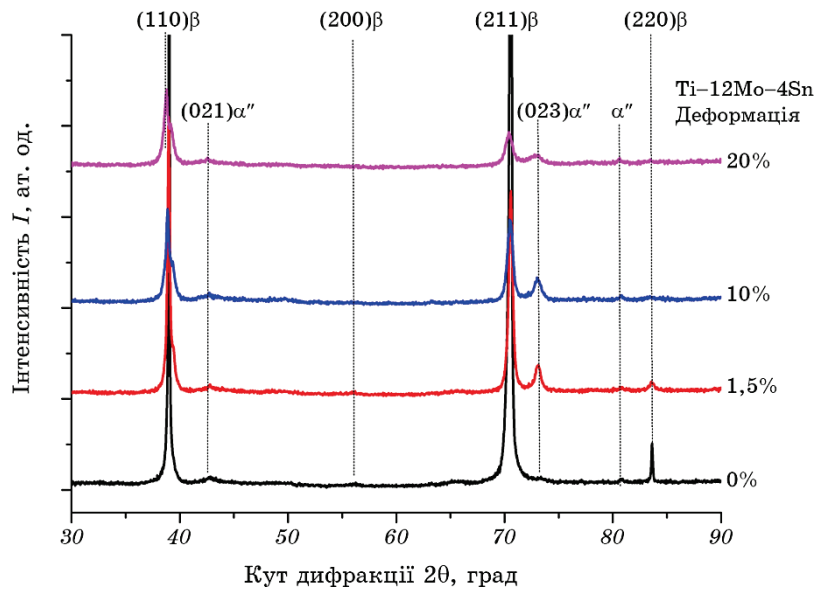


Рис. 2. Рентгенограми стопу Ti–12% Mo–4% Sn з різним ступенем деформації.

Fig. 2. X-ray diffraction patterns of Ti–12% Mo–4% Sn alloy at various deformation degrees.

ТАБЛИЦЯ 2. Стадії деформаційного зміцнення (ДЗ) потрійних Ti–12% Mo–xSn ($x = 1–8\%$) сплавів: КДЗ — коефіцієнт деформаційного зміцнення на відповідній стадії, ε_{\max} , % — протяжність стадії; $\Delta\sigma$ — приріст механічного напруження.

TABLE 2. The stages of strain hardening of ternary Ti–12% Mo–xSn ($x = 1–8\%$) alloys: КДЗ—the coefficient of strain hardening at the appropriate stage, ε_{\max} , %—stage length; $\Delta\sigma$ —growth of stain.

Сплав	Перша стадія ДЗ			Друга стадія ДЗ			Третя стадія ДЗ		
	КДЗ, ГПа	$\Delta\sigma$, МПа	ε_{\max} , %	КДЗ, ГПа	$\Delta\sigma$, МПа	ε_{\max} , %	КДЗ, ГПа	$\Delta\sigma$, МПа	ε_{\max} , %
Ti–12% Mo–1% Sn	0,668	70	8	1,704	180	7	1,41	240	22
Ti–12% Mo–2% Sn	0,7	80	7,5	1,7	340	22	1,25	110	8
Ti–12% Mo–3% Sn	1,155	100	8	1,802	210	12	1,549	170	14
Ti–12% Mo–4% Sn	0,893	100	8	1,635	240	16	1,224	90	7
Ti–12% Mo–6% Sn	0,987	80	8	1,440	90	6	1,4	180	11
Ti–12% Mo–8% Sn	Крихкість після σ_r			–	–	–	–	–	–

властивостей псевдо- β -сплавів відносяться термічна або термомеханічна обробка, яка включає старіння [28, 26] і традиційні методи деформації: прокатку, волочіння, кування [30].

Накопичення пластичності інтенсивно відбувається на 2-й та 3-й стадії деформаційного зміцнення тоді, як за найбільше зміцнення відповідальна 1-а стадія (табл. 2, рис. 3). При цьому, коефіцієнт деформаційного зміцнення полікристалів залежить від розміру зерна тільки на початкових стадіях пластичної деформації.

Протяжність стадії деформаційного зміцнення визначається в точках перетину екстраполяційних прямих, проведених через криві сусідніх областей, а показник зміцнення — тангенсом кута нахилу відповідної кривої на певній стадії. Дещо інша ситуація виникає при аналізі зміни швидкості деформаційного зміцнення, коли в досліджуваних сплавах цей показник превалює на 1-й стадії деформаційного зміцнення. Слід зазначити, що механічні характеристики потрійних сплавів системи Ti–12% Mo–xSn значно перевершують аналогічні характеристики їх бінарного аналога, але дещо поступаються Ti–7Mo–3Cr [31].

Для всіх досліджуваних зразків сплавів при досягненні фіксова-

ного значення деформації (ϵ) 1,5; 5; 10 % проводилося розвантаження зразків. При знятті навантаження відбувається процес роздвійникування, що супроводжується відновленням форми. Показовим моментом при знятті навантаження стало збільшення ступеня відновлюваної деформації в залежності від величини напруження, що прикладається, при цьому процес деформування супроводжується, як правило, постійною величиною напруження, що прикладається. Залежно від концентрації легуючого елемента при деформації стопу до $\epsilon = 1,5\%$ невідновлювальна деформація становить 0,2% (у стопах з вмістом 4 і 6% Sn) проти 0,7% (для 2% Sn); при деформації до $\epsilon = 5\%$ невідновлювальна деформація становить 3% (для 4 і 6%) проти 3,9% (для 2% Sn), а в разі деформації до $\epsilon = 10\%$ невідновлювальна деформація становить 76,5% при всіх концентраціях Стануму в стопах.

Робота руйнування, яка визначається площею під кривою напруження–деформація, для стопів з високою пластичністю має значення на рівні 350 МПа/м^3 , що на порядок перевищує цю величину для високоміцного стопу (з 8% Стануму).

Таким чином, можна стверджувати про поліпшення механічних властивостей, а саме, міцності і пластичності, нових потрійних титанових стопів з вмістом Молибдену 12% в порівнянні з їх бінарним

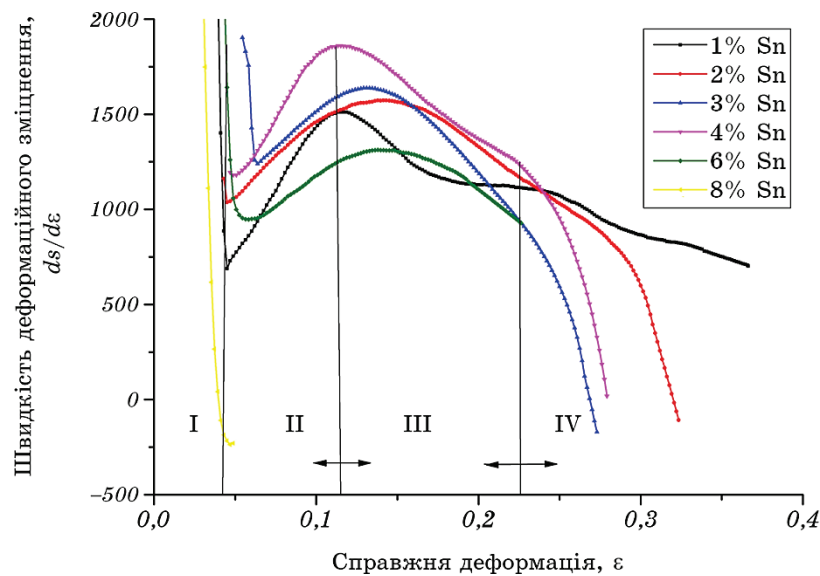


Рис. 3. Зміна швидкості деформаційного зміцнення стопів в залежності від ступеня деформації.

Fig. 3. The change in strain hardening rate of the alloys depending on deformation degree.

аналогом Ti–Mo відбувається в результаті легування Станумом (2–8%) і застосування комплексної термомеханічної обробки.

4. ВИСНОВКИ

В результаті комплексних досліджень нових потрійних стопів системи Ti–12% Mo– x Sn ($x = 1–8\%$) встановлені наступні закономірності деформаційного поведінки стопів при одновісному розтязі, серед яких найбільш важливими є наступні.

1. Оптимальне поєднання механічних властивостей в умовах одновісного розтягу демонструє стоп наступного складу: Ti–12% Mo–2% Sn, для якого при однаковій термомеханічній обробці отримані максимальне значення границі плинності 600 МПа і тимчасової міцності 1130 МПа при високих значеннях швидкості деформаційного зміцнення 1600 МПа, пластичності 40% і модуля пружності. Отримані механічні характеристики цього стопу істотно перевершують за показниками міцності і пластичності механічні характеристики бінарного Ti–12% Mo стопу, що робить цей склад стопу потенційно придатним для застосування в різних призначеннях.

2. Встановлено, що висока пластичність з високою швидкістю деформаційного зміцнення, властива потрійним стопам Ti–12% Mo– x Sn з концентрацією Стануму в діапазоні 1–6% досягається завдяки одночасному протіканню процесів індукування мартенситу деформації з трансформацією із ОЦК в орторомбічну ґратницю з переважанням TRIP механізму і двійникування при реалізації TWIP ефекту в полі одновісного розтягуючого напруження. Підвищення вмісту Стануму понад 6% викликає зміну механізму деформування, що призводить до крихкого руйнування в результаті дислокаційного ковзання.

3. Експериментально встановлено, що з підвищенням вмісту Стануму до 10% відмічається збільшення міцності при зменшенні пластичності. Так, приріст границі плинності складає 20–40%, тимчасового опору руйнуванню 27–35%, а пластичності змінюється в діапазоні від +10 до –30%, в порівнянні з механічними характеристиками загартованого бінарного стопу Ti–12% Mo.

Автори висловлюють слова вдячності своїм французьким колегам, професору Фредеріку Примі (F. Prima) та асистенту професора Філіпу Вармауту (P. Vermaut), в наданні допомоги в підготовці зразків і проведення експериментальних досліджень. Стаття присвячується світлій пам'яті Коломицева Віктора Ілліча.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. Н. Гриднев, О. М. Ивасишин, С. П. Ошкадёров, *Физические основы*

- скоростного термоупрочнення титанових сплавов (Київ: Наукова думка: 1986).
2. В. Н. Гриднев, В. И. Трефилов, С. А. Фирстов, В. Г. Гаврилюк, С. П. Ошкадѐров, В. Н. Минаков, Ю. Н. Петров, Ю. Я. Мешков, А. В. Белоцкий, О. М. Ивасишин, В. Т. Черепин, *Фазовые и структурные превращения и метастабильные состояния в металлах* (Київ: Наукова думка: 1988), раздел 9.
 3. О. М. Ивасишин, О. Д. Погребняк, С. М. Братушка, *Наноструктуровані шари та покриття, отримані за допомогою іоно-плазмових потоків у титанових сплавах та сталях* (Київ: Академперіодика: 2011).
 4. I. Weiss and S. L. Semiatin, *Mater. Sci. Eng. A*, **243**: 46 (1998).
 5. D. Banerjee and J. C. Williams, *Acta Mater.*, **61**: 844 (2013).
 6. R. P. Kolli, W. J. Joost, and S. Ankem, *JOM*, **67**: 1273 (2015).
 7. У. Цвиккер, *Титан и его сплавы* (Москва: Металлургия: 1979).
 8. J. V. Brunski, B. D. Ratner, A. S. Hoffman, F. J. Schoen, and J. E. Lemons, *Biomaterials Science – An Introduction to Materials in Medicine* (San Diego: Elsevier Academic Press: 2004).
 9. М. Б. Бабаңлы, *Быстроокалѐнные сплавы* (Баку: ЭЛМ: 2004).
 10. М. Б. Бабаңлы, *Сплавы с эффектом памяти формы* (Баку: ЭЛМ: 2006).
 11. W. F. Ho, C. P. Ju, and J. H. Chern Lin, *Biomaterials*, **20**: 2115 (1999).
 12. F. Sun, T. Gloriant, P. Vermaut, P. Jacques, and F. Prima, *Solid State Phenomena*, **172–174**: 129 (2011).
 13. D. M. Gordin, E. Delvat, R. Chelariu, G. Ungureanu, M. Besse, D. Laille, and T. Gloriant, *Adv. Eng. Mater.*, **10**: 714 (2008).
 14. M. Marteleur, F. Sun, T. Gloriant, P. Vermaut, P. J. Jacques, and F. Prima, *Scripta Mater.*, **66**: 749 (2012).
 15. U. Kocks and H. Mecking, *Prog. Mater. Sci.*, **48**: 171 (2003).
 16. F. Sun, J. Y. Zhang, M. Marteleur, T. Gloriant, P. Vermaut, D. Laille, P. Castany, C. Curfs, P. J. Jacques, and F. Prima, *Acta Mater.*, **61**: 6406 (2013).
 17. Marteleur M. F. Sun, T. Gloriant, P. Vermaut, P. J. Jacques, and F. Prima, *Scripta Mater.*, **66**: 749 (2012).
 18. O. P. Karasevskaya, O. M. Ivasishin, S. L. Semiatin, and Yu. V. Matviychuk, *Materials Science and Engineering A*, **354**: 121 (2003).
 19. W. F. Ho, *J. Alloys Compd.*, **464**: 580 (2008).
 20. O. Bouaziz and N. Guelton, *Mater. Sci. Eng. A*, **319–321**: 246 (2001).
 21. D. R. Steinmetz, T. Japel, B. Wietbrock, P. Eisenlohr, I. Gutierrez-Urrutia, A. Saeed-Akbari, T. Hickel, F. Roters, and D. Raabe, *Acta Mater.*, **61**: 494 (2013).
 22. T. Yao, K. Du, H. Wang, Z. Huang, C. Li, L. Li, Y. Hao, R. Yang, and H. Ye, *Acta Mater.*, **133**: 21 (2017).
 23. F. Sun, J. Y. Zhang, M. Marteleur, C. Brozek, E. F. Rauch, M. Veron, P. Vermaut, P. J. Jacques, and F. Prima, *Scripta Mater.*, **94**: 17 (2015).
 24. M. Ahmed, D. Wexler, G. Casillas, D. G. Savvakina, and E. V. Pereloma, *Acta Mater.*, **104**: 190 (2016).
 25. H. Liu, M. Niinomi, M. Nakai, J. Hieda, and K. Cho, *Scripta Mater.*, **82**: 29 (2014).
 26. X. Min, X. Chen, S. Emura, and K. Tsuchiya, *Scripta Mater.*, **69**: 393 (2013).
 27. X. H. Min, S. Emura, T. Nishimura, K. Tsuchiya, and K. Tsuzaki, *Mater. Sci.*

- Eng. A*, **527**: 5499 (2010).
28. J. Zhao, H. Duan, and H. Li, *Rare Metal Materials and Engineering*, **39**: 1707 (2010).
 29. S. Nag, R. Banerjee, J. Stechschulte, and H. L. Fraser, *J. Materials Science: Materials in Medicine*, **16**: 679 (2005).
 30. I. Weiss and S. L. Semiatin, *Materials Science and Engineering A*, **243**: 46 (1998).
 31. J. Gao, Y. Huang, D. Guan, A. J. Knowles, L. Ma, D. Dye, and W. Mark Rainforth, *Acta Mater.*, **152**: 301 (2018).

REFERENCES

1. V. N. Gridnev, O. M. Ivasishin, and S. P. Oshkaderov, *Fizicheskie Osnovy Skorostnogo Termouprochneniya Titanovykh Splavov* [Physical Foundations of High-Speed Thermal Hardening of Titanium Alloys] (Kyiv: Naukova Dumka: 1986) (in Russian).
2. V. N. Gridnev, V. I. Trefilov, S. A. Firstov, V. G. Gavrilyuk, S. P. Oshkaderov, V. N. Minakov, Yu. N. Petrov, Yu. Ya. Meshkov, A. V. Belotskiy, O. M. Ivasishin, and V. T. Cherepin, *Fazovye i Strukturnye Prevrashcheniya i Metastabilnye Sostoyaniya v Metallakh* [Phase and Structural Transformations and Metastable States in Metals] (Kyiv: Naukova Dumka: 1988), chapter 9 (in Russian).
3. O. M. Ivasishin, O. D. Pohrebnyak, and S. M. Bratushka, *Nanostrukturovani Shary ta Pokryttya, Otrymani za Dopomohoyu Iono-Plazmovykh Potokiv u Tytanovykh Splavakh ta Stalyakh* [Nanostructured Layers and Coating Formed by Ion-Plasma Fluxes in Titanium Alloys and Steels] (Kyiv: Akadempriodyka: 2011) (in Ukrainian).
4. I. Weiss and S. L. Semiatin, *Mater. Sci. Eng. A*, **243**: 46 (1998).
5. D. Banerjee and J. C. Williams, *Acta Mater.*, **61**: 844 (2013).
6. R. P. Kolli, W. J. Joost, and S. Ankem, *JOM*, **67**: 1273 (2015).
7. U. Zwicker, *Titan i Ego Splavy* [Titanium and Its Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
8. J. B. Brunski, B. D. Ratner, A. S. Hoffman, F. J. Schoen, and J. E. Lemons, *Biomaterials Science – An Introduction to Materials in Medicine* (San Diego: Elsevier Academic Press: 2004).
9. M. B. Babanli, *Bystrozakalennyye Splavy* [Quick Hardened Alloys] (Baku: ELM: 2004) (in Russian).
10. M. B. Babanli, *Splavy s Effektom Pamyati Formy* [Shape Memory Alloys] (Baku: ELM: 2006) (in Russian).
11. W. F. Ho, C. P. Ju, and J. H. Chern Lin, *Biomaterials*, **20**: 2115 (1999).
12. F. Sun, T. Gloriant, P. Vermaut, P. Jacques, and F. Prima, *Solid State Phenomena*, **172–174**: 129 (2011).
13. D. M. Gordin, E. Delvat, R. Chelariu, G. Ungureanu, M. Besse, D. Laille, and T. Gloriant, *Adv. Eng. Mater.*, **10**: 714 (2008).
14. M. Marteleur, F. Sun, T. Gloriant, P. Vermaut, P. J. Jacques, and F. Prima, *Scripta Mater.*, **66**: 749 (2012).
15. U. Kocks and H. Mecking, *Prog. Mater. Sci.*, **48**: 171 (2003).
16. F. Sun, J. Y. Zhang, M. Marteleur, T. Gloriant, P. Vermaut, D. Laille,

- P. Castany, C. Curfs, P. J. Jacques, and F. Prima, *Acta Mater.*, **61**: 6406 (2013).
17. Marteleur M. F. Sun, T. Gloriant, P. Vermaut, P. J. Jacques, and F. Prima, *Scripta Mater.*, **66**: 749 (2012).
 18. O. P. Karasevskaya, O. M. Ivasishin, S. L. Semiatin, and Yu. V. Matviychuk, *Materials Science and Engineering A*, **354**: 121 (2003).
 19. W.-F. Ho, *J. Alloys Compd.*, **464**: 580 (2008).
 20. O. Bouaziz and N. Guelton, *Mater. Sci. Eng. A*, **319–321**: 246 (2001).
 21. D. R. Steinmetz, T. Japel, B. Wietbrock, P. Eisenlohr, I. Gutierrez-Urrutia, A. Saeed-Akbari, T. Hickel, F. Roters, and D. Raabe, *Acta Mater.*, **61**: 494 (2013).
 22. T. Yao, K. Du, H. Wang, Z. Huang, C. Li, L. Li, Y. Hao, R. Yang, and H. Ye, *Acta Mater.*, **133**: 21 (2017).
 23. F. Sun, J. Y. Zhang, M. Marteleur, C. Brozek, E. F. Rauch, M. Veron, P. Vermaut, P. J. Jacques, and F. Prima, *Scripta Mater.*, **94**: 17 (2015).
 24. M. Ahmed, D. Wexler, G. Casillas, D. G. Savvakina, and E. V. Pereloma, *Acta Mater.*, **104**: 190 (2016).
 25. H. Liu, M. Niinomi, M. Nakai, J. Hieda, and K. Cho, *Scripta Mater.*, **82**: 29 (2014).
 26. X. Min, X. Chen, S. Emura, and K. Tsuchiya, *Scripta Mater.*, **69**: 393 (2013).
 27. X. H. Min, S. Emura, T. Nishimura, K. Tsuchiya, and K. Tsuzaki, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 5499 (2010).
 28. J. Zhao, H. Duan, and H. Li, *Rare Metal Materials and Engineering*, **39**: 1707 (2010).
 29. S. Nag, R. Banerjee, J. Stechschulte, and H. L. Fraser, *J. Materials Science: Materials in Medicine*, **16**: 679 (2005).
 30. I. Weiss and S. L. Semiatin, *Materials Science and Engineering A*, **243**: 46 (1998).
 31. J. Gao, Y. Huang, D. Guan, A. J. Knowles, L. Ma, D. Dye, and W. Mark Rainforth, *Acta Mater.*, **152**: 301 (2018).