

МІКРОСТРУКТУРА МЕТАЛУ СПЛАВУ СИСТЕМИ Ti–Zr–Nb, ОТРИМАНОГО МЕТОДОМ WAAM З ПРИСАДНИМ МЕТАЛОПОРОШКОВИМ ДРОТОМ

С.Л. Шваб¹, Р.В. Селін¹, М.М. Ворон^{2,3}, В.Ю. Білоус¹, І.К. Петриченко¹, Л.М. Радченко¹

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: serg.schwab@gmail.com

²Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України.

03680, м. Київ, 142, МСП, бульв. Академіка Вернадського, 34/1

³Національний технічний університет України «КПІ ім. Ігоря Сікорського».
03056, м. Київ, Берестейський проспект, 37

Робота присвячена дослідженню одержаного методом WAAM ($\alpha+\beta$)-сплаву системи Ti–Zr–Nb медичного призначення. В якості присадного матеріалу використовувався металопорошковий дріт з осердям сплаву Ti–13Zr–13Nb. В результаті проведених робіт було одержано зразок складу Ti–7Zr–7Nb. Показана можливість однорідного структуроутворення зразків, одержаних методом WAAM з двофазних сплавів титану біомедичного призначення системи Ti–Zr–Nb. При цьому зберігається класичне утворення макроструктури, яке залежить від умов та напрямку теплопровідності, що сприяє формуванню стовпчастих кристалів. Показано, що при формуванні наплавлених шарів існує можливість проявлення слабкої анізотропії властивостей через неповністю однорідну структуру, проте дрібні розміри стовпчастих кристалів верхньої частини зразка нівелюють подібний недолік. Показано рівномірне формування мікроструктури після фазової перекристалізації в усіх зонах наплавленого металу, що характеризується наявністю дисперсних структур загартування, подібних до α' -фази, шириною 1 мкм в центрі макрозерен. В крайніх областях макрозерен спостерігаються пластини більших розмірів близько 2 мкм. Такі структурно-фазові характеристики є сприятливими для забезпечення подальших структурних змін і досягнення високого рівня механічних властивостей адитивно одержаних виробів після кінцевої термічної обробки. Бібліогр. 17, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: титанові сплави, медичне призначення, Ti–13Zr–13Nb, Ti–7Zr–7Nb, WAAM, наплавлені шари, мікроструктура

Вступ. Титан і сплави на його основі широко використовуються в біомедичних цілях в якості протезів, механізмів кріплення та імплантів завдяки своїм біоінертним показникам та високому рівню механічних властивостей. Титанові сплави здебільшого не викликають реакцій відторгнення та алергії [1, 2].

До числа титанових сплавів медичного призначення входять Ti–6Al–4V (найбільш широко використовуваний), Ti–6Al–7Nb, Ti–5Al–2,5Fe, Ti–4Al–4Mo–2Sn–0,5Si та ін. Наведені сплави та схожі на них за принципом легування композиції потроху починають замінюватись на більш біосумісні. Токсичність не лише ванадію, але також алюмінію і заліза було розглянуто в роботах [3, 4], висновками яких було доведення необхідності розробки та впровадження нових титанових сплавів, що не містили б шкідливих для людського організму компонентів.

Титан та його сплави володіють високим рівнем механічних властивостей, що робить їх сприятливими для застосування в ендопротезуванні, проте особливо важливим є те, що титан та його сплави мають нижчий модуль пружності, порівняно з іншими матеріалами. Це забезпечує більшу

схожість протезу на кістку, що є дуже бажаним з точки зору біомеханіки та тривалості ефективності роботи протезу. В таблиці показані дані густини та модуля пружності матеріалів для протезування у порівнянні з кістковими тканинами [5].

Отже, з точки зору біосумісності та механічних властивостей, титанові сплави можна вважати найбільш перспективними для виготовлення ендопротезів. Так само їх можна вважати перспективними матеріалами для постійних удосконалень через можливість впровадження ефективного легування без зниження головних експлуатаційних характеристик.

В роботах [6, 7] наводяться систематизовані дані досліджень біосумісності різних металів та сплавів.

Густина та модуль пружності деяких біоматеріалів

Матеріал	ρ , г/см ³	E , ГПа
Кортикова кістка	~2,0	7...30
Кобальт-хромовий сплав	~8,5	230
Нержавіюча сталь 316L	8,0	200
Чистий титан	4,51	110
Ti6Al4V	4,40	106

С.Л. Шваб — <https://orcid.org/0000-0002-4627-9786>, Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>,

М.М. Ворон — <https://orcid.org/0000-0002-0804-9496>, В.Ю. Білоус — <https://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,

І.К. Петриченко — <https://orcid.org/0000-0002-0476-3983>, Л.М. Радченко — <https://orcid.org/0009-0008-1097-7137>

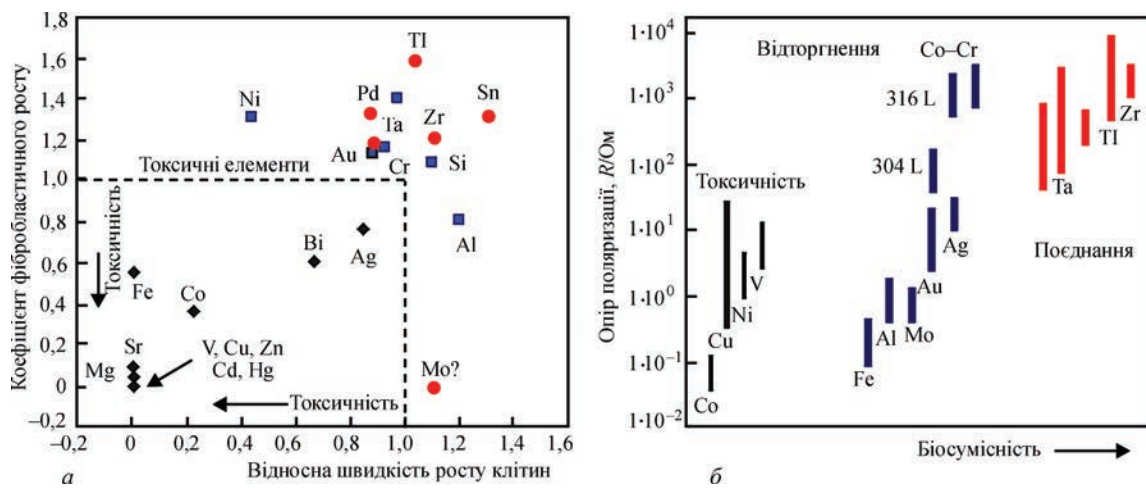


Рис. 1. Біоінертність металів і сплавів: *a* — цитотоксичність металів; *b* — залежність між опором поляризації і біосумісністю металів та сплавів [6]

В якості критеріїв оцінки було обрано показники клітинних реакцій, зокрема, показники росту і життєздатності клітин та опір їх мембранної поляризації, який вказує на здатність іонів металів проходити крізь клітинні мембрани та чинити на них шкідливий вплив. Дані досліджень наведено на рис. 1.

Проблеми забезпечення повної біосумісності сплавів для ендопротезування та їх вирішення є основною рушійною силою досліджень у питаннях розробки нових титанових сплавів. В результаті цих досліджень багато фахівців дійшли висновку про те, що найефективнішими легуючими елементами, які не знижують біосумісність титану і є безпечними для організму людини є Nb, Ta, Zr, Sn та Mo [1, 6, 8–10].

Сплави титану з цирконієм і потрібні сплави Ti–Zr–Nb володіють найбільш оптимальним поєднанням міцності, біосумісності та модуля пружності. Подвійні сплави Ti–Zr характеризуються міцністю в діапазоні 600...1450 МПа та модулем пружності 72...110 ГПа, а композиції Ti–Zr–Nb мають міцність в діапазоні 600...1000 МПа та модуль пружності в межах 58...80 ГПа, що значно краще ніж поєднання цих же параметрів у сплаві VT6 [11]. Ряд сплавів системи Ti–Nb–Zr розглядали в роботі [12] як супереластичні низькомодульні сплави біомедичного призначення.

Незважаючи на велику кількість досліджень по адитивному виробництву деталей методом WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing), переважна частина досліджень прикута лише отриманню деталей із застосуванням суцільних дротів. Використання порошкових дротів для отримання деталей із високоміцних титанових сплавів є найбільш перспективним напрямком розвитку отримання великогабаритних деталей із високоміцних титанових сплавів методом WAAM. Це в свою чергу спростить процес отримання деталей із контро-

льованою мікроструктурою та розширить номенклатуру біомедичних сплавів, із яких можна буде отримувати бездефектні деталі методом WAAM.

Мета досліджень. В даній роботі було вивчено формування структури зразків, отриманих способом WAAM з присадним металопорошковим дротом на основі сплаву Ti–13Zr–13Nb. Для поставленої мети необхідно було отримати вилівок із заданого сплаву, виготовити порошок, підготувати дріт та зробити пошарове наплавлення.

Для виплавки складнолегованих сплавів титану доцільно використовувати електронно-променеву ливарну технологію, також відому як електронно-променеву гарнісажну плавку. Для приготування сплавів, які містять значну кількість компонентів з помітно відмінною густиною та/або температурою плавлення, дуже важливим є порядок розміщення шихти всередині тигля та її контрольоване плавлення.

Під час проведення дослідних плавок титан та цирконій завантажували навалкою, а зверху розміщували тугоплавкий компонент — ніобій. В процесі приготування розплаву в першу чергу проводили незначне оплавлення бокових стінок гарнісажу, щоб прикрити його дно. Такий прийом слугує певним орієнтиром для визначення об'єму рідкометалевої ванни наприкінці плавки. Наплавлений шар після розмивання відкриває дно гарнісажу, яке зазвичай є найбільш окисленим. Таким чином, незначне малопомітне і короткотривале стрибкоподібне падіння вакууму на заключних етапах плавки свідчить про те, що в даний момент об'єм розплаву відповідає завантаженій шихті. Вакуум після цього майже миттєво повертається до попередніх значень, тому суттєвого насичення металу домішками не відбувалося.

Процес утворення дзеркала рідкометалевої ванни відбувається при одночасному поступово-

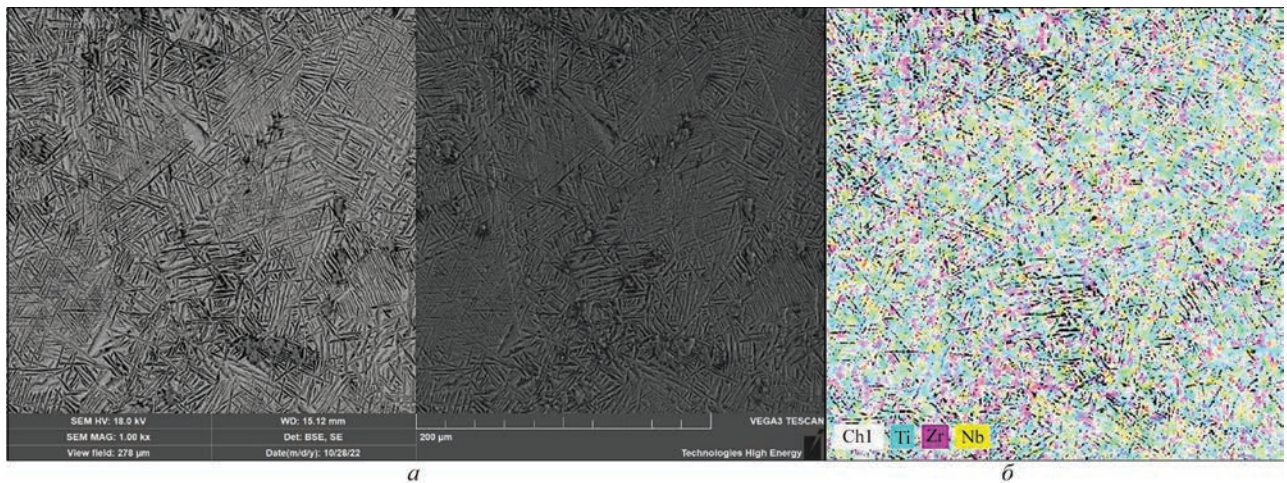


Рис. 2. Мікроструктура (а) та розподіл хімічних елементів (б) зразка сплаву Ti–13Zr–13Nb

му сплавленні титану і цирконію та поступовому оплавленні і замішуванні ніобію. Розплав титану і цирконію є досить гомогенним, а замішування в нього порцій ніобію значно підвищує ступінь його засвоєння та рівномірного розподілення в об'ємі рідкометалевої ванни.

З урахуванням всіх вищеописаних принципів було проведено виплавку сплаву Ti–13Zr–13Nb способом електронно-променевої гарнісажної плавки (ЕППП). На установці ЕПЛУ-4 було одержано циліндричний злиток титанового сплаву системи Ti–Zr–Nb [13] висотою 150 мм та діаметром 60 мм.

Дослідження мікроструктури сплаву в литому стані проводили разом з аналізом розподілу хімічних елементів (рис. 2). Представлені структури є однорідними та представляють собою мартенсит, який зазвичай одержується гартуванням ($\alpha+\beta$ -сплавів титану в β -області. Умови кристалізації виливка та його хімічний склад не дозволяють зафіксувати β -структуру (рис. 2, а). Натомість присутні структури гартування. EDX-аналіз зразка показує рівномірний розподіл елементів (рис. 2, б).

Таким чином, можна стверджувати, що в умовах ЕППП одержання виливка титанового сплаву з високим вмістом цирконію та ніобію дозволяє досягти високої якості литих заготовок, їх рівномірної структури та хімічного складу.

Порошок із цього сплаву отримували методом гідрування-дегідрування (НДН) [14]. Для отриман-

ня порошку сплаву Ti–13Zr–13Nb використовували метод наводнювання литого сплаву, яке полягало в нагріві металу до температури близько 900 °С з насиченням воднем в реакційній камері. При цьому відбувалося утворення гідридів і деформація кристалічної структури, що призводило до окрихчення матеріалу. Завдяки цьому сплав можна було подрібнити в порошок. Після подрібнення порошок розділили на фракції. Необхідну для досліджень фракцію (5...50 мкм) піддавали термовакuumній обробці для видалення з неї водню.

З отриманого порошку був виготовлений металопорошковий дріт способом волочіння та подальшим перетягуванням [15, 16] до діаметра 3,0 мм з коефіцієнтом заповнення 60...65 %, оболонка якого представляє чистий титан, а осердя — порошок із сплаву Ti–13Zr–13Nb.

Експерименти по шаровому наплавленню проводили на установці, яка призначена для аргонодугового зварювання та наплавлення титанових сплавів [17] на режимі: зварювальний струм — 210 А, напруга на дузі — 12,7 В, швидкість зварювання — 8 м/год, швидкість подачі присадного дроту — 34 м/год, довжина дугового проміжку — 3,5 мм. В результаті був отриманий 9-ти шаровий зразок висотою 15,2 мм та шириною 11 мм (рис. 3).

Хімічний аналіз металу отриманого зразка показав, що кількість Zr та Nb знаходяться на рівні 7 мас. % кожен, решта — титан.

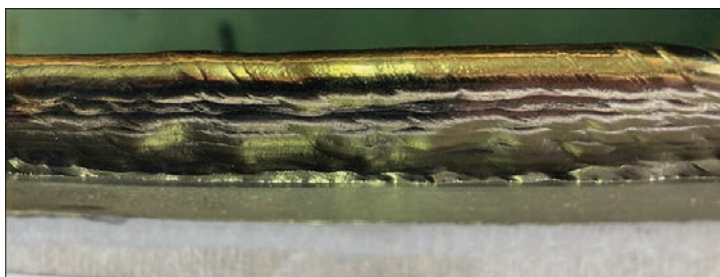


Рис. 3. Зовнішній вигляд отриманого зразка

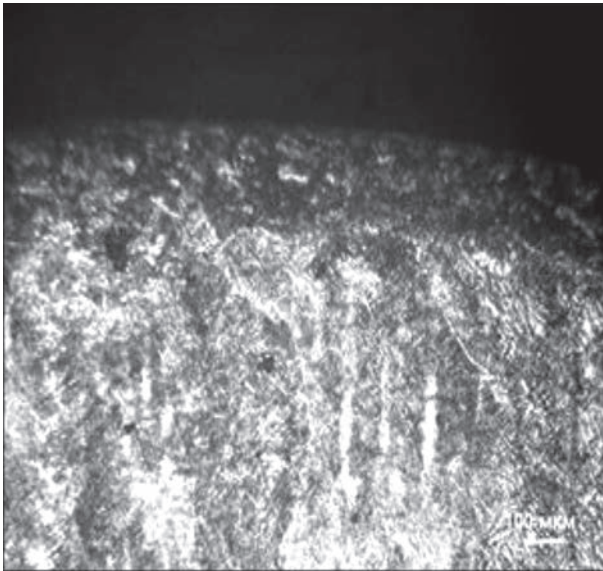


Рис. 4. Мікроструктура зразка поблизу його поверхні

Як відомо, концентрація ніобію для його подальшого гартування в сплаві з титаном на β -структуру повинна бути не нижче 37 мас. %, за іншими джерелами — 35 або 36 мас. %. Метал осердя дроту складу Ti–13Zr–13Nb має $K\beta = 13/37 = 0,35$, що дає підставу віднести матеріал осердя до $\alpha+\beta$ -сплавів титану мартенситного класу ($K\beta = 0,3\dots0,9$). Коефіцієнт β -стабілізації для наплавленого металу $K\beta = 7/37 = 0,19$, що відносить наплавлений метал до групи псевдо- α -сплавів титану ($K\beta < 0,25$).

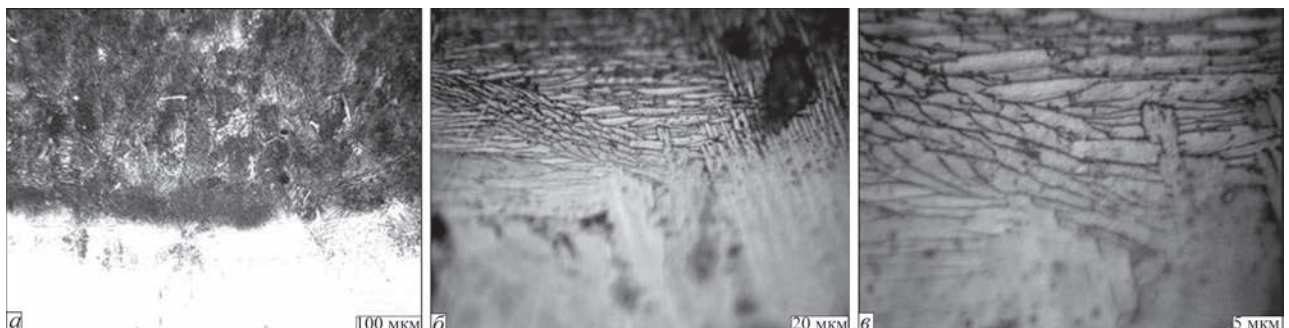
Псевдо- α -сплави є сплавами на основі α -титану, що містять у стабільному стані 2...6 % β -фази, а після загартування з критичної температури 8...15 % β -фази. Кількість β -фази в сплавах така, що вони мають всі основні властивості і переваги однофазних α -сплавів. Сплави практично не сприймають зміцнюючу термічну обробку. Мартенситна α' -фаза, що утворюється при охолодженні з температур вище критичної, за фізико-механічними властивостями близька α -фазі. Кількість β -фази у сплавів цього класу настільки мала, що її евтектоїдний розпад, якщо він і має місце, не може призвести до помітного погіршення фізико-механічних властивостей. Завдяки цьому псев-

до- α -сплави відрізняються гарною зварюваністю та високою термічною стабільністю, властивою α -сплавам.

Структура металу верхнього шару зразка поблизу його верхньої складається з нерівновісних, витягнутих у напрямку тепловідведення первинних β -зерен, ширина яких становить 70...150 мкм (рис. 4). Межі зерен мають α -оторочку, місцями суцільну, місцями уривчасту. На вершині наплавленого валика утворюється шар рівноосних зерен розміром 50...200 мкм. Глибина цього шару становить близько 300...400 мкм від поверхні валика. Структура металу в інших точках поверхні зразка (з боків) відрізняється наявністю первинних видовжених β -зерен, які сформовані по нормалі до кривизни поверхні валика, що відповідає класичній схемі структуроутворення металу при кристалізації. Немає смугового чергування у зміні виду α -фази. Ділянки пластинчастої та глобуляризованої α -фази хаотично розташовані в межах одного зерна. Поблизу поверхні валика формується шар рівноосних зерен, як біля осі валика.

Мікроструктура металу наплавленого валика в його нижній точці, в зоні сплавлення з титановою підкладкою по осі шва, показана на рис. 5. Уздовж зони сплавлення з металом підкладки утворився шар рівновісних зерен розміром 100...200 мкм. Вище за висотою наплавленого металу утворилися нерівновісні, витягнуті у вертикальному напрямку зерна шириною 100...150 мкм. Поблизу зони сплавлення виявлені пори. Внутрішньозеренна структура рівновісних зерен складається в основному з α -фази товщиною до 2...3 мкм (рис. 5, а). У нерівновісних зернах цієї частини валика метал складається переважно з колоній пластинчастої α -фази (рис. 5, б). Спостерігається присутність невеликої кількості β -фази, характерної для псевдо- α -сплавів (рис. 5, б).

На відстані 1,5 мм від зони сплавлення структура металу складається з витягнутих у вертикальному напрямку зерен з дисперсною глобуляризованою і пластинчастою α -фазою, що утворює невеликі колонії у видимій частині зерна (рис. 6).

Рис. 5. Мікроструктура зразка в зоні сплавлення: а — $\times 50$; б — $\times 200$; в — $\times 500$

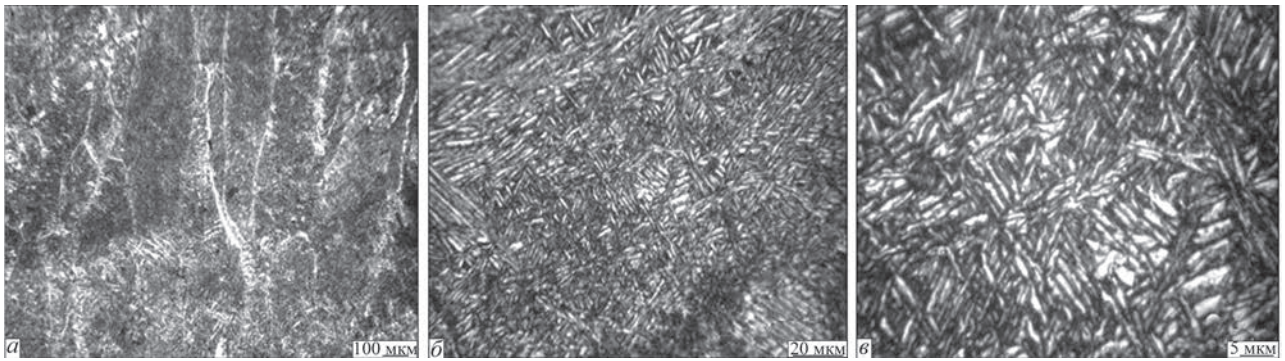


Рис. 6. Мікроструктура зразка поблизу зони сплавлення: *a* — загальний вигляд структури з проявленням стовпчастих зерен; *б* — ділянка змішаної пластинчастої та мартенситоподібної структури; *в* — будова мартенситоподібної структурної складової

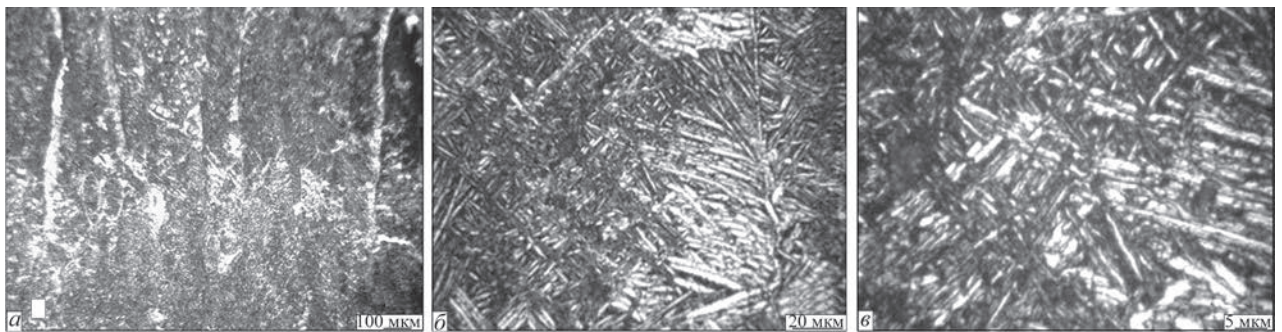


Рис. 7. Мікроструктура центральної частини зразка: *a* — загальний вигляд структури з проявленням стовпчастих зерен та α -фазию на їх межах; *б, в* — ділянка переважно пластинчастої структури на різних збільшеннях

Нерівномірність напрямів розташування і дисперсність α -зерен надає структурі ознак загартованої. На це також вказує взаємна орієнтація зерен (рис. 5, *в*), що дозволяє оцінювати подібні фази як α' . В представленій суміші структур товщина зерен α -фази складає до 2 мкм, а розмір дисперсних α' -частинок — до 1 мкм.

Очевидно, формування шару пластинчастої структури відбувається під термічним впливом чергового валика на метал попереднього. Невелика ширина первинних стовпчастих зерен (100...300 мкм) вказує на доволі швидкий тепловідвід і можливість формування структур гартування, а подальші тепловкладення через наплавлення наступних валиків забезпечують їх часткову перекристалізацію з утворенням α -фази від межі зерна до його центру на відстань до 50...70 мкм. Отже формується градієнтна мікроструктура, при якій центральна частина макрозерен залишається загартованою, а крайня — зістареною, яка переходить в чисту α -фазу на межах макрозерен.

В центральній частині зразка (рис. 7) також спостерігається зміна горизонтальної смуги з пластинчастою α -фазию та смугами з дисперсною α' -фазию нижче і вище за висотою, ніж розташована смуга з пластинчастою структурою, не дивлячись на те, що зміна морфології α -фази відбувається в межах тих самих витягнутих у вертикальному напрямку первинних β -зерен. Аналогічне чергу-

вання морфології α -фази відбувається і в інших точках центральної частини зразка. Це вказує на відносну рівномірність структуроутворення в різних частинах наплавки.

Таким чином, на прикладі одержання зрізка методом WAAM з двофазних сплавів титану біомедичного призначення системи Ti–Zr–Nb показана можливість однорідного структуроутворення. При цьому зберігається класичне утворення макроструктури, яке залежить від умов та напрямку тепловідведення, що сприяє формуванню стовпчастих кристалів. Такий результат вказує на можливість проявлення анізотропії властивостей одержаних зразків, проте даний потенційний недолік повинен бути слабо проявленим через дрібні розміри стовпчастих кристалів, а також відсутність видимих дефектів газосадкового походження.

Формування мікроструктури після фазової перекристалізації відбувається досить рівномірно в усіх зонах наплавленого металу і характеризується наявністю дисперсних структур загартування, подібних до α' -фази, шириною 1 мкм в центрі макрозерен. В крайніх областях макрозерен спостерігаються пластини більших розмірів (близько 2 мкм) і такої взаємної орієнтації, які більше відповідають α -фазі.

Таким чином, мікроструктуру виготовлених зразків способом WAAM сплаву Ti–7Zr–7Nb можна назвати градієнтною, тобто такою, для якої є

характерна поступова зміна структурно-фазових характеристик. Структура зразка має дисперсну α -фазу, яка переходить в таку, що має ознаки загартування. Подібні структурно-фазові характеристики є сприятливими для забезпечення подальших структурних змін та досягнення високого рівня механічних властивостей одержаних виробів адитивними способами після кінцевої термічної обробки.

Висновки

1. Показана можливість однорідного структуроутворення зразків, одержаних методом WAAM з двофазних сплавів титану біомедичного призначення системи Ti–Zr–Nb. При цьому зберігається класичне утворення макроструктури, яке залежить від умов та напрямку тепловідведення, що сприяє формуванню стовпчастих кристалів.

2. Показано бездефектність одержаного наплавленого зразка, але існує можливість проявлення слабкої анізотропії властивостей через неповністю однорідну структуру. Дрібні розміри стовпчастих кристалів нівелюють подібний недолік.

3. Показано рівномірне формування мікроструктури після фазової перекристалізації в усіх зонах наплавленого металу, що характеризується наявністю дисперсних структур загартування, подібних до α' -фази, шириною 1 мкм в центрі макрозерен. В крайніх областях макрозерен спостерігаються пластини більших розмірів (близько 2 мкм). Такі структурно-фазові характеристики є сприятливими для забезпечення подальших структурних змін та досягнення високого рівня механічних властивостей адитивно одержаних виробів після кінцевої термічної обробки.

Робота проводилась у рамках отриманого гранту від Національної академії наук України дослідницьким лабораторіям/групам молодих вчених НАН України для проведення досліджень за пріоритетними напрямками розвитку науки і техніки на тему: «Дослідження та розробка нового класу металопорошкових дротів на основі титану для отримання деталей з високоміцних титанових сплавів методом адитивних технологій», а також при безпосередній допомозі співробітників Відділу металургії та зварювання титанових сплавів Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.

Список літератури/References

1. Kudrman, J., Fousek, J., Březina, V. et al. (2007) Titanium alloys for implants in medicine. *Kovove Mater.*, 45(4), 199–208.
2. Balazic, M., Kopac, J., Jackson, M.J., Ahmed, W. (2007) Review. Titanium and titanium alloy applications in medicine. *Inter. J. of Nano- and Biomaterials*, 1, 3–34. DOI: <https://doi.org/10.1504/IJNB.2007.016517>
3. Niinomi, M. (2008) Mechanical biocompatibilities of titanium alloys for biomedical applications. *J. of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 1(1), 30–42. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2007.07.001>
4. Okazaki, Y., Rao, S., Ito, Y., Tateishi, T. (1998) Corrosion resistance, mechanical properties, corrosion fatigue strength and cytocompatibility of new Ti alloys without Al and V. *Biomaterials*, 19(13), 1197–1215. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0142-9612\(97\)00235-4](https://doi.org/10.1016/S0142-9612(97)00235-4)
5. Rodriguez, B., Romero, A., Soto, O., Varona, O. (2004) Biomaterials for orthopedics. *Applications of Engineering Mechanics in Medicine*, 1–21.
6. Shunxing, L. (2020) Review of the design of titanium alloys with low elastic modulus as implant materials. *Advanced Engineering Materials*, 22(11). DOI: <https://doi.org/10.1002/adem.202000555>
7. Kikuchi, M., Takada, Y., Kiyosu, E. et al. (2003) Mechanical properties and microstructures of cast Ti–Cu alloys. *Dental Materials*, 19(3), 174–181. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0109-5641\(02\)00027-1](https://doi.org/10.1016/S0109-5641(02)00027-1)
8. Niinomi, M. (2011) Low modulus titanium alloys for inhibiting bone atrophy. *Biomaterials Sci. and Engin.*, 249–268. DOI: <https://doi.org/10.5772/24549>
9. Silva, H.M., Schneder, S.G., Neto, C.M. (2004) Study of nontoxic aluminum and vanadium-free titanium alloys for biomedical applications. *Materials Sci. and Eng.*, 24(5), 679–682. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msec.2004.08.051>
10. Xu Li-juan, Xiao Shu-long, Tian Jing et al. (2009) Microstructure and dry wear properties of Ti–Nb alloys for dental prostheses. *Transact. of Nonferrous Metals Soc. of China*, 19, 639–644. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(10\)60124-0](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(10)60124-0)
11. Bao, X., Li, X., Ding, J. et al. (2022) Exploring the limits of mechanical properties of Ti–Zr binary alloys. *Materials Letters*, 318, 132091. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.132091>
12. Voron, M., Schwab, S., Selin, R. (2022) Modern approaches in development of biocompatible titanium alloys with a high level of performance properties. *Metal ta Lytya Ukrainy*, 30(2), 88–95. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2022.02.088>
13. Ladokhin, S.V., Voron, M.M., Drozd, Y.O. et al. (2020) Features of obtaining titanium alloys of Ti–Al–Si–Zr–Mo–Nb–Sn system under conditions of electron-beam foundry technology. *Casting Processes*, 140(2), 8–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2020.02.008>
14. Yanko, T.B., Ovchinnikov, A.V., Lyutyk, N.P., Korzhyk, V.N. (2018) Technology for obtaining of plasma spheroidised HDH titanium alloy powders used in 3D printing. *Technological Systems*, 85(4), 36–41. DOI: <http://dx.doi.org/10.29010/085.7>
15. Schwab, S., Selin, R., Voron, M. (2023) Welding materials for TIG welding, surfacing, and WAAM technology of titanium alloys. *Welding in the World*, 67(4), 981–986. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-023-01464-z>
16. Akhonin, S.V., Schwab, S.L. (2019) Filler flux-cored wire for TIG welding and surfacing of VT22 titanium alloy. *The Paton Welding J.*, 6, 34–37. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/tpwj2019.06.06>
17. Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Berezos, V.A., Selin, R.V. (2018) Effect of TIG-welding on the structure and mechanical properties of the pseudo- β titanium alloy VT19 welded joints. In: *Mat. Sci. Forum*. Vol. 927, 112–118. Trans. Tech. Publ. Ltd. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.927.112>

MICROSTRUCTURE OF THE Ti–Zr–Nb SYSTEM ALLOY OBTAINED
BY THE WAAM METHOD WITH A METAL POWDER WIRE

S.L. Schwab¹, R.V. Selin¹, M.M. Voron^{2,3}, V.Yu. Bilous¹, I.K. Petrichenko¹, L.M. Radchenko¹

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: serg.schwab@gmail.com

²Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine.

34/1 Academician Vernadsky Blvd, 03680, Kyiv, Ukraine,

³National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute»

37 Prospect Beresteyskiy, 03056, Kyiv, Ukraine

The work is devoted to studying the Ti–Zr–Nb system ($\alpha+\beta$)-alloy for biomedical applications, obtained by the WAAM method. A metal powder wire with Ti–13Zr–13Nb alloy core was used as a filler material. As a result of the work, a sample of the Ti–7Zr–7Nb composition was obtained. The possibility of homogeneous structure formation in samples obtained by the WAAM method from two-phase titanium alloys of the Ti–Zr–Nb system for biomedical purposes is shown. At the same time, the classical formation of the macrostructure is preserved, which depends on the conditions and direction of heat removal, which contributes to the formation of columnar crystals. It is shown that when forming deposited layers, there is a possibility of weak anisotropy of the properties due to an incompletely homogeneous structure. However, the small sizes of the columnar crystals in the upper part of the sample eliminate such a drawback. The uniform formation of the microstructure after phase recrystallization in all the zones of the deposited metal is shown, which is characterized by the presence of dispersed quenching structures similar to the α' -phase, 1 μm wide in the center of the macrograins. In the extreme regions of the macrograins, plates of larger sizes of about 2 μm are observed. Such structural-phase characteristics are favorable for ensuring further structural changes and achieving a high level of mechanical properties of additively obtained products after final heat treatment. 17 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

Keywords: titanium alloys, medical purpose, Ti–13Zr–13Nb, Ti–7Zr–7Nb, WAAM, deposited layers, microstructure

Отримано 22.01.2025

Отримано у переглянутому вигляді 04.02.2025

Прийнято 20.02.2025

ПЕРЕДПЛАТА 2025

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 3041-234X (Online). ISSN 3041-2374 (Print). Передплатний індекс 70031	–	–	900	1800
«Сучасна електрометалургія», видається з 1975 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-2331 (Online). ISSN 3041-2382 (Print). Передплатний індекс 70693	–	300	600	1200
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-2358 (Online). ISSN 3041-2366 (Print). Передплатний індекс 74475	–	300	600	1200
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 3041-2293 (Online). Передплатний індекс 21971.	600	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделероллю.

** Журнал «The Paton Welding Journal» містить статті, отримані від авторів з усього світу і вибірково переклади на англійську мову статей з журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

Передплату на журнали можна оформити по каталогам передплатних агенцій «УКРПОШТА», «Прес Центр» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Передплата на електронну версію журналів.

Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до відповідних архівів журналу.

Передплата через сайт видавництва:

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>

На сайті видавництва у 2025 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2023 рр.