

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ТИТАНУ, ОДЕРЖАНИХ СПОСОБОМ ЕПП

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, В.О. Березос, І.К. Петриченко,
Р.В. Селін, А.Ю. Северин, О.М. Пікулін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проведено роботи по виплавці зливок псевдо- β -сплаву $Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe$ та псевдо- α -сплаву $Ti-1,5Fe-0,4O$. З використанням електронно-променевої установки УЕ-208М з проміжною ємністю і порційною подачею рідкого металу отримано зливки круглого перетину діаметром 110 мм, які було деформовано до товщини 6 мм. Досліджено структури прокатаних пластин. Структура металу економнолегованого сплаву системи $Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe$ складалася з рівновісних поліедричних β -зерен, в об'ємі яких знаходилися дисперсні частинки α -фази, при цьому кількість β -фази може змінюватися в межах 50...82 %, а структура псевдо- α -сплаву $Ti-1,5Fe-0,4O$ складалася з пластинчастої α -фази, в проміжках між пластинами якої розташовано β -фазу. В структурі обох сплавів спостерігали дисперсні частинки інтерметалідів титан-залізо розміром менше 1 мкм. Виділення інтерметалідів титану на основі заліза може бути причиною низьких значень показників пластичності і крихкого руйнування металу економнолегованого псевдо- β -сплаву $Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe$. Міцність сплаву $Ti-1,5Fe-0,4O$ в стані після прокату знаходилася на рівні 730 МПа. Міцність економнолегованого сплаву системи $Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe$ в стані після прокату знаходилася на рівні 1015 МПа, а значення показників ударної в'язкості і відносного подовження складали 3...4 Дж/см² та 1,9 % відповідно. Бібліогр. 17, табл. 4, рис. 9.

Ключові слова: економнолеговані титанові сплави; електронно-променева плавка; зливки; хімічний склад; деформація; напівфабрикати; структура; механічні властивості

Розробка нових конструкційних матеріалів направлена в першу чергу на підвищення питомих показників, що пов'язано з постійно зростаючими вимогами до забезпечення заданого комплексу механічних і експлуатаційних властивостей матеріалів. Титанові сплави поєднують в собі високі питомі значення міцності, характеристики опору втоми і поширенню тріщин, корозійної стійкості та ін. Однак високоміцні титанові сплави мають складну систему легування і містять дефіцитні і дорогі легуючі елементи, що обумовлює високу ціну напівфабрикатів з цих сплавів та заважає їх широкому використанню у народному господарстві [1].

Вирішити задачу зменшення ціни виробів з високоміцних титанових сплавів можна шляхом застосування концепції економного легування титанових сплавів, яка полягає у виборі таких легуючих елементів, які мали б відносно невелику вартість і входили б до складу найбільш доступних лігатур [2]. До економнолегованих титанових сплавів можна віднести сплави, що не містять дорогих і дефіцитних елементів, таких як молібден, цирконій, ніобій, ванадій та інші і мають в основі систем легування відносно дешеві компоненти — алюміній, залізо, кремній, кисень і т. п. [3–5]. При

одержанні економнолегованих сплавів титану бажано застосовувати доступні недорогі лігатури (феромолібден, ферованадій і т. п.). Сплави даного класу можуть широко застосовуватися в хімічній промисловості, енергетичному машинобудуванні, у виробках побутової техніки і т. п.

До класу економнолегованих відноситься сплав $Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe$, який був розроблений компанією «TIMET» (США) як високоміцний сплав метастабільного β -класу, що характеризується в відпаленому стані міцністю не менше 1000 МПа, а після стандартної термічної обробки змінюється до 1400 МПа [6, 7]. Цьому сплаву присвоєно назву LCB (low cost beta). За рахунок використання в якості шихти відносно дешевої залізомолібденової лігатури вартість сплаву LCB ненабагато перевищує вартість технічно чистого титану [7]. Сплав був з успіхом застосований для виготовлення високоміцних виробів, зокрема пружин для деяких моделей автомобілів і снігоходів, однак, з огляду на його досить великий потенціал з точки зору можливості отримання високих значень міцності (понад 1500 МПа) в поєднанні з достатньою пластичністю, сфера його практичного застосування може бути значно розширена

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.Ю. Білоус — <https://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,
В.О. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, І.К. Петриченко — <https://orcid.org/0000-0002-0476-3983>,
Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>,
О.М. Пікулін — <https://orcid.org/0000-0001-6327-3448>

© С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, В.О. Березос, І.К. Петриченко, Р.В. Селін, А.Ю. Северин, О.М. Пікулін, 2020

при виробництві військової техніки, медичного та спортивного обладнання тощо [8].

На сьогоднішній день кисень і залізо також можуть використовуватися в якості легуючих елементів для титанових сплавів [9]. Кисень, що відноситься до α -стабілізаторів, є домішкою, вміст якої в сплавах зазвичай знаходиться в межах 0,1...0,2 %. Кисень належить до домішок, що забезпечують найбільший приріст міцності в титанових сплавах. Зміцнення титану киснем є досить ефективним і має незначний вплив на його пластичність при концентрації до 0,50 % [9]. Залізо є ефективним стабілізатором β -фази і останнім часом також все більше знаходить застосування при легуванні титанових сплавів, критична концентрація Fe в титані становить 4,5 % [10]. Так як залізо і кисень мають низьку вартість, то сплави, леговані ними, також можна віднести до серії «low cost» [11]. Одержання сплавів титану з підвищеним вмістом заліза і кисню можна проводити при використанні дешевих лігатур у вигляді феротитану і діоксиду титану, а також використовуючи дешеву титанову сировину у вигляді титану губчастого нижчих сортів.

Однією з найбільш важливих вимог до зливків економнолегованих титанових сплавів є висока однорідність за хімічним складом при їх отриманні. Висока реакційна здатність титану, його схильність до активної хімічної взаємодії з киснем, азотом, вуглецем та іншими елементами не дозволяють виплавляти титан і його сплави в звичайних металургійних печах. Плавка таких металів повинна проводитися в умовах, що оберігають рідкий метал від насичення його газами та іншими шкідливими домішками. Дані вимоги забезпечуються плавкою в умовах вакууму.

Зазвичай сплави даного класу виплавляють способом вакуумно-дугового переплаву, але по перетину зливка може спостерігатися неповна гомогенізація по найбільш тугоплавким легуючим елементам. Крім того при використанні легуючих елементів низької якості зростає ризик отримання незадовільної якості напівфабрикатів і виробів із металу внаслідок наявності включень і концентраційних неоднорідностей. Тому освоєння технології отримання напівфабрикатів з економнолегованих сплавів титану у промислових умовах вимагає розробки і впровадження принципово нових технологій і обладнання для виплавки зливків та виготовлення деформованих напівфабрикатів.

Електронно-променева плавка є найбільш ефективним способом вакуумної металургії і знайшла застосування в дослідницькій практиці і промисловості для отримання сплавів, в тому числі тугоплавких і високореакційних, з наднизьким вмістом газів, легких домішок і неметалевих включень [11]. Електронно-променева плавка дозволяє без зайвих труднощів не тільки плавити тугоплавкі елементи, а й рафінувати метал від небажаних включень за рахунок застосування проміжної ємності, що показало позитивні результати при виплавці як технічно чистого титану, так і складнолегованих сплавів [12, 13]. Тому застосування електронно-променевої плавки дозволяє підвищити якість зливків економнолегованих сплавів титану та знизити собівартість напівфабрикатів за рахунок використання до 100 % брухту і відходів титанового виробництва при виплавці [2].

З метою відпрацювання режимів електронно-променевої плавки економнолегованих сплавів титану та дослідження властивостей одержаного матеріалу в ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України були

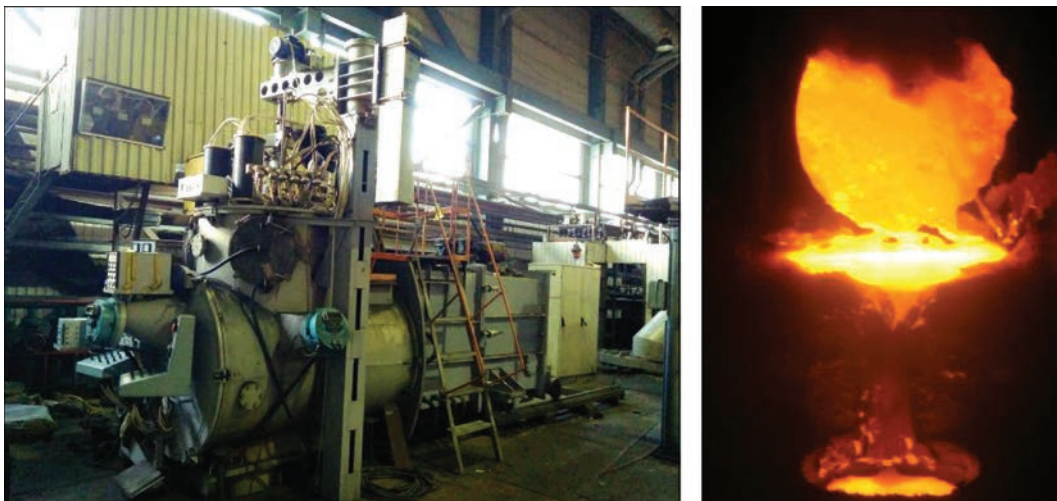


Рис. 1. Зовнішній вигляд лабораторної електронно-променевої установки UE-208 (а) та процес виплавки зливка діаметром 110 мм економнолегованого сплаву титану (б)

Таблиця 1. Хімічний склад економнолегованих титанових сплавів*

Сплав	Основа	Al	Fe	Mo	Cr	Ni	V	Zr	Si	O	N
1	98,84	0,001	1,53	0,003	0,02	0,02	< 0,003	< 0,003	0,032	0,40	0,02
2	89,48	2,780	4,87	5,130	0,03	—	—	—	< 0,003	0,08	—

* Дані наведено для середини зливка.

проведені роботи по виплавці зливків сплавів Ti–1,5Fe–0,4O та Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe.

Для проведення дослідних плавів була використана електронно-променева установка УЕ-208М (рис. 1, а), оснащена проміжною ємністю [14]. Зливки отримували за технологією ЕПП з проміжною ємністю і порційною подачею рідкого металу в водоохолоджуваній кристалізатор круглого перетину діаметром 110 мм (рис. 1, б).

Хімічний склад виплавлених економнолегованих титанових сплавів Ti–1,5Fe–0,4O (1) та Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe (2) наведено в табл. 1.

Механічно оброблені зливки (рис. 2) піддавалися гарячій деформаційній обробці на реверсивному прокатному ДУО-стані Skoda 355/500. Нагрівання заготовок для пластичної деформації здійснювалося в печі опору потужністю 70 кВт без застосування захисних обмазок і атмосфер.

Деформаційна обробка заготовок з одержаних економнолегованих сплавів титану здійснювалася за наступними технологічними режимами:

нагрівання заготовок в печі до температури 900 °С без застосування захисної атмосфери і захисних покриттів з витримкою 1 год;

прокат заготовки поперек осі зливка до розміру приблизно 200 мм. Температура закінчення прокату не менше 800 °С. При досягненні розміру біля 200 мм заготовка поверталася на 90° і проводилася

її докатка з проміжними підігрівками до досягнення ступеня деформації заготовки близько 60 %;

наступне нагрівання заготовок в печі до температури 800 °С та докатка до товщини 10 мм. Деформація заготовки за один прохід — 2...3 мм;

рихтування на гідравлічному пресі з метою усунення прогинів;

охолодження заготовок на повітрі до температури навколишнього середовища. Прокатані заготовки у вигляді пластин (рис. 3) були піддані піскоструменевій обробці з метою усунення окисленого шару.

Для з'ясування стабільності отриманого прокаткою стану сплавів досліджували структуру та властивості металу після прокату.

Структура деформованих економнолегованих сплавів. Поширеним методом класифікації титанових сплавів є класифікація за фазовим складом. Для цього часто використовується коефіцієнт β-стабілізації титанових сплавів. Для α-сплавів $K_{\beta} = 0$, для псевдо-α-сплавів $K_{\beta} < 0,25$, для (α + β)-сплавів $K_{\beta} = 0,3...0,9$, для сплавів перехідного класу $K_{\beta} = 1,0...1,4$ [15]. Псевдо-β-сплави мають $K_{\beta} = 1,4...2,4$, при цьому поліморфне перетворення протікає за схемою $\beta \rightarrow (\beta + \alpha)$. У стабільному стані вони мають (β + α)-структуру з переважанням β-фази.

Економнолегований титановий сплав Ti–1,5Fe–0,4O містить 1,53 % Fe (табл. 1). Розчинність



Рис. 2. Механічно оброблений зливки діаметром 110 мм



Рис. 3. Пластина розмірами 300×600×10 мм зі сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

Таблиця 2. Показники еквівалентів молібдену, алюмінію та коефіцієнтів β-стабілізації титанових сплавів

Сплав	Система	K_β	$[Mo]_{\text{екв}}, \%$	$[Al]_{\text{екв}}, \%$
1	Ti-1,5Fe-0,4O	0,34	3,75	5,0
2	Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe	1,55	17,1	4,2
Timet LCB	Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe	1,64	18,1	3,0
BT19	Ti-5,5Mo-5,5Cr-3,5Fe-3Al-Zr	1,56	17,2	4,1

заліза в α-титані мала і становить 0,2 %, тому значний вміст заліза може бути причиною появи інтерметалідів TiFe в структурі металу. Коефіцієнт β-стабілізації сплаву Ti-1,5Fe-0,4O дорівнює 0,34 (табл. 2), що відповідає малолегованим (α + β)-сплавам. Однак значний вміст кисню, який є стабілізатором α-фази, дозволяє віднести його до псевдо-α-сплавів. У структурі сплаву переважає α-фаза, проте в псевдо-α-сплавах міститься і β-фаза на рівні 5...15 %. Дослідження мікроструктури підтверджують, що структура металу сплаву системи Ti-1,5Fe-0,4O після прокату складається з пластинчастої α-фази.

Мікроструктура металу сплаву Ti-1,5Fe-0,4O представлена на рис. 4. Основний метал складається з деформованих в процесі механічної обробки зерен з частково роздробленою α-облямівкою уздовж границь (рис. 4, а, б). Структура в об'ємі зерна складається з зібраної в колонії пластинчастої α-фази, в проміжках між пластинами якої розташовується β-фаза (рис. 4, в). Пластини α-фази мають товщину 3...7 мкм (рис. 4, г), прошарки

β-фази між пластинами — близько 1 мкм. Крім зазначених фазових складових на тлі α-пластин і між ними спостерігаються дисперсні частинки інтерметалідів, за даними електронної мікроскопії, титан-залізо розміром менше 1 мкм.

Для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe коефіцієнт β-стабілізації становить 1,55 (табл. 2), що менше такого для сплаву Timet LCB і відповідає коефіцієнту β-стабілізації сплаву BT19.

Дослідження структури прокатаних пластин з економнолегованого сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe дозволили встановити, що типова структура металу пластин товщиною 6 мм складається з рівновісних полієдричних β-зерен як в приповерхневих шарах (рис. 5, а), так і в глибині металу (рис. 5, б). Розмір β-зерен становить 200...600 мкм. Усередині β-зерен знаходяться дисперсні частинки α-фази. На рис. 5, в представлена мікроструктура основного металу (ОМ) на віддалених від поверхні ділянках, а на рис. 5, г — в приповерхневих. Дослідження структури дозволяють зробити висновок, що в мікроструктурі ОМ як поверхневих ділянок,

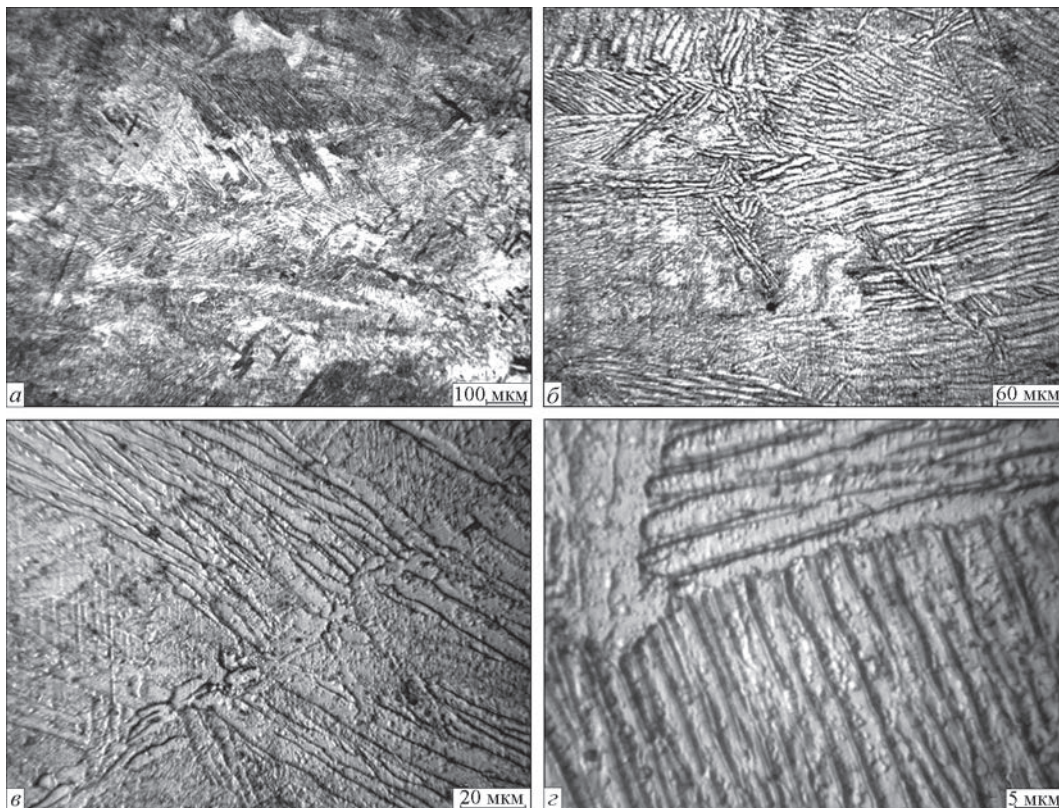


Рис. 4. Мікроструктура основного металу титанового сплаву Ti-1,5Fe-0,4O: а-г див. в тексті

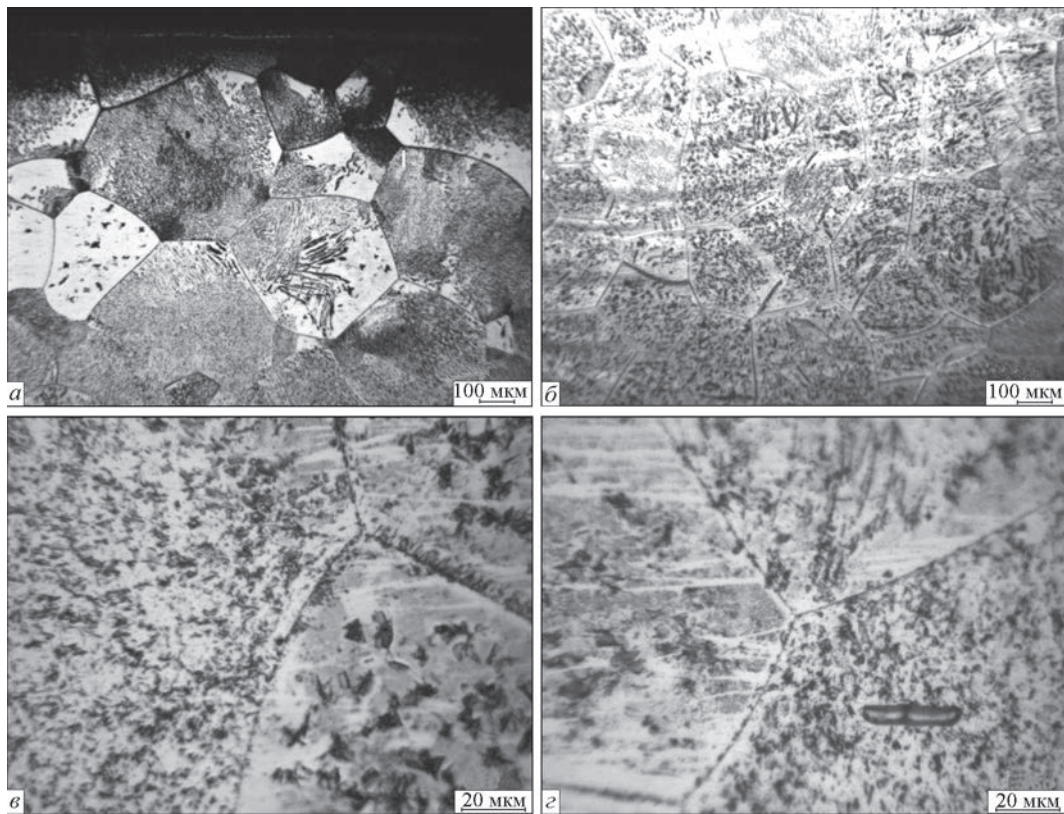


Рис. 5. Мікроструктура основного металу титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe товщиною 6 мм: а–г див. в тексті

так і віддалених від поверхні виділяються дисперсні частки α -фази різної форми і розмірів. Розміри виділень варіюються в широких межах (від менше 1 до 15 мкм) і нерівномірно розподіляються в тілі зерен. Крім того в α -пластинах були виявлені дисперсні частинки інтерметалідів титан–залізо різної форми розміром менше 1 мкм. Слід зазначити, що значно більший вміст дисперсних частинок інтерметалідів TiFe спостерігали в металі сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, ніж в Ti–1,5Fe–0,4O.

У разі інтенсивного охолодження металу після прокату мікроструктура ОМ в приповерхневих і віддалених від поверхні ділянках суттєво відрізняється. У цьому випадку метал приповерхневих ділянок складається в основному з β -фази (рис. 6, а), в зернах якої в невеликій кількості присутні дуже дисперсні (від <1 до 2...3 мкм), нерівномірно розподілені в об'ємі зерна виділення α -фази (рис. 6, б). У ділянках, віддалених від поверхні на 1...2 мм, спостерігається більш інтенсивний розпад і кількість β -фази знижується. Розмір дисперсних частинок становить від менш 1 до 3 мкм, деякі частинки мають вигляд коротких пластин. Кількість β -фази в ОМ в стані після прокату розрізняється по товщині і може змінюватися від 79 до 60 % (табл. 3).

Застосування додаткового відпалу при температурі 760 °С не завдало істотного впливу на структуру металу (рис. 7). Розпад β -твердого роз-

чину після відпалу відбувався нерівномірно. У деяких зернах ОМ виділення α -фази зосереджені в центральній частині зерна, а приграничні ділянки вільні від α -частинок (рис. 7, а, б). В інших зернах виділення α -фази декорують границі субзерен (рис. 7, а). Кількість β -фази в металі в стані після додаткового відпалу не зменшилася і знаходилася в межах 60...79 %.

Мікроструктура металу економнолегованого псевдо- β -сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe товщиною 10 мм показана на рис. 8. Метал псевдо- β -сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складається з зерен β -фази розміром 10...70 мкм (рис. 8, б), в яких присутні дисперсні виділення α -фази розміром не більше 2...3 мкм, рівномірно розподілені в об'ємі зерна (рис. 8, в). При більшому збільшенні спостерігаються границі β -зерен, декоровані дисперсними виділеннями α -фази (рис. 8, в). Такі ж дисперсні частинки спостерігаються і в об'ємі зерен. Метал однорідний по товщині. Кількість β -фази становить 72 %.

Таким чином, структура металу економнолегованого псевдо- β -сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складається з β -зерен, всередині яких знаходяться дисперсні частинки α -фази. У сплаві фіксується виділення дисперсних частинок, ймовірно інтерметалідів титан–залізо, в більшій кількості в порівнянні з металом Ti–1,5Fe–0,4O. Слід зазначити, що сплав чутливий до умов охолодження після прокату, струк-

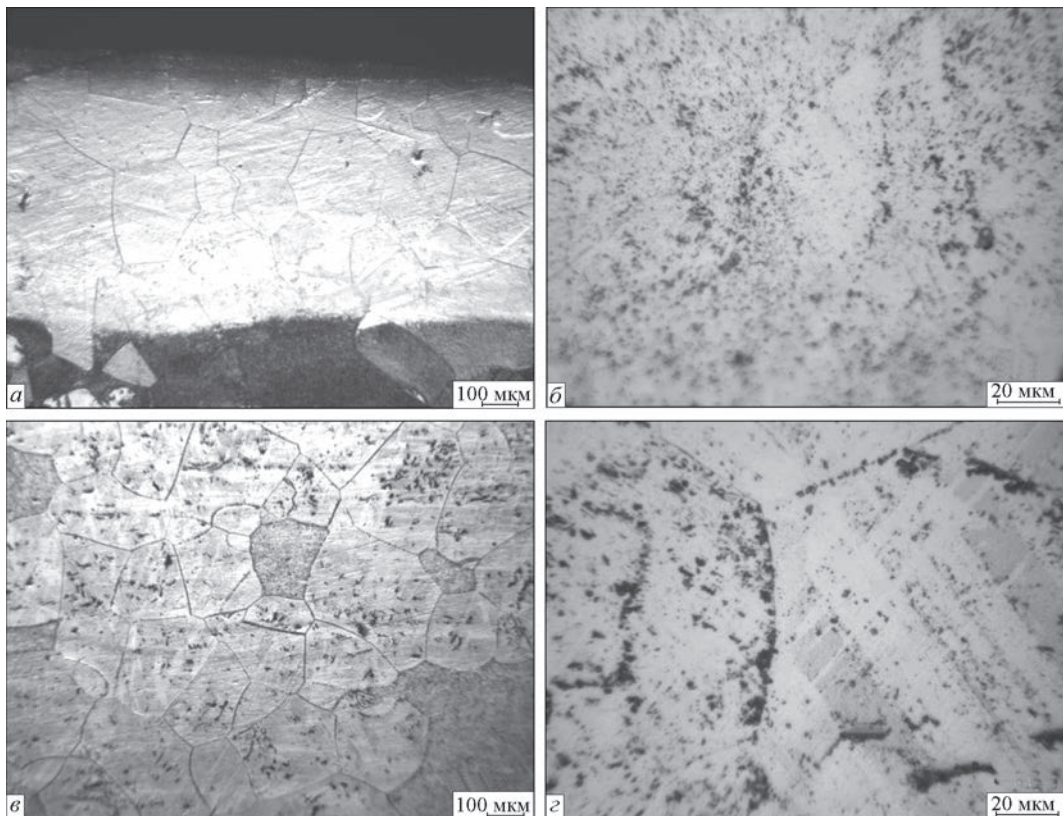


Рис. 6. Мікроструктура приповерхневого шару металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 6 мм: а-г див. в тексті

Таблиця 3. Кількість β-фази в металі титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

Відстань від поверхні металу, мм	Кількість β-фази, %
0...0,5	79
0,5...1,0	68
1,0...1,5	64
1,5...2,0	60

тура металу в приповерхневих шарах може складатися більш ніж на 90 % з β-фази.

Механічні властивості економнолегованих сплавів титану. Мікротвердість металу економнолегованих сплавів досліджували на мікротвердомірі ПМТ-3 під навантаженням 50 г вздовж прямої лінії, проведеної горизонтально посередині пластини.

Мікротвердість металу системи Ti-1,5Fe-0,4O становить 2600...2860 МПа, що приблизно на 1000 МПа вище, ніж мікротвердість нелегованого титану (рис. 9). Показники мікротвердості сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe значно вище і знаходяться на рівні 3560...3780 МПа.

Міцність сплаву Ti-1,5Fe-0,4O знаходиться на рівні 730 МПа (табл. 4), що відповідає міцності малолегованих псевдо-α-сплавів, таких як ОТ4, ПТЗВ, АТЗ. Застосування відпалу або зміцнюючої термообробки не дозволяє підняти міцність малолегованих псевдо-α-сплавів. Значення показників ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (KCV) і пластичності сплаву Ti-1,5Fe-0,4O знаходяться на високому рівні і додаткова термообробка для підвищення їх значень не потрібна.

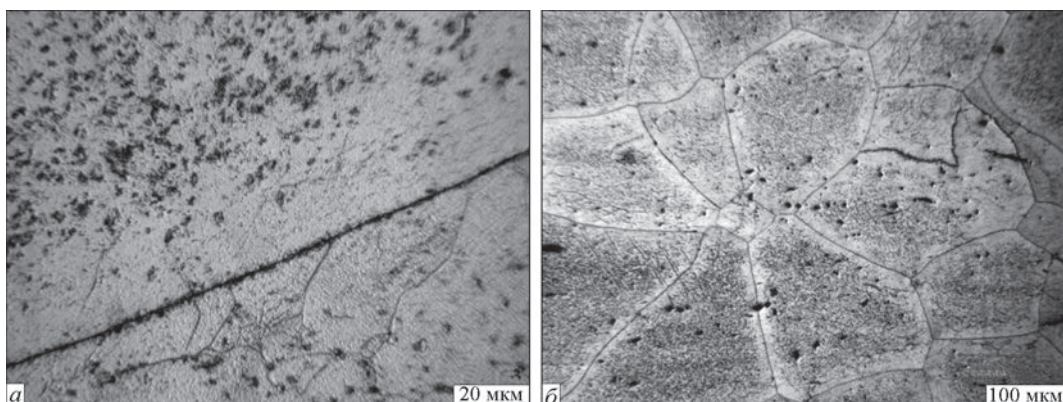


Рис. 7. Мікроструктура металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 6 мм після відпалу: а-б див. в тексті

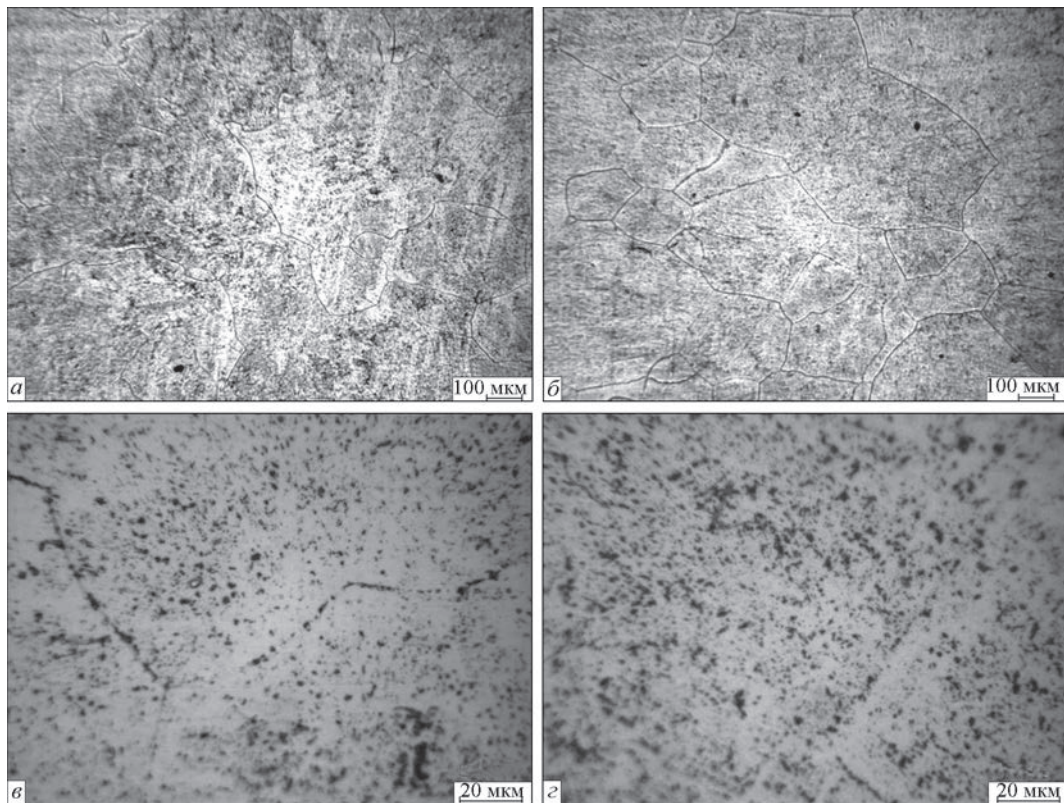


Рис. 8. Мікроструктура металу титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 10 мм: а-г див. в тексті

Міцність пластин товщиною 10 мм сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після прокату становить 1015 МПа (табл. 4). Значення показників *KCV* і пластичності сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe знаходяться на низькому рівні (табл. 4). При цьому механізм руйнування ударних зразків з даного сплаву крихкий, який являє собою поєднання відколу і відриву. Підняти значення межі міцності сплавів на основі β-фази можна за рахунок додаткової термічної обробки. Так, застосування додаткового відпалу призводить до зменшення вмісту β-фази в металі титанового сплаву VT19 з 92 до 35 % [16] і дозволяє збільшити міцність сплаву з 876 до 1027 МПа. При цьому показники *KCV* і пластичності сплаву VT19 в стані після відпалу знаходяться на високому рівні і становлять 26 Дж/см² при відносному подовженні 12 %. Властивості металу для двох товщин (6 та 10 мм) в стані після додаткового відпалу були визначені при температурі 760 °С. Випробування зразків дозволили зробити висновок, що після додаткового відпалу міцність металу збільшилася до 1058...1071 МПа. Це підтвердило зроблений на підставі дослідження мікроструктури висновок, що застосування додаткового відпалу при температурі 760 °С істотно не впливає на структуру металу сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe (рис. 6). Більш істотної зміни структури і властивостей, ймовірно, можна домогтися при застосуванні зміцнюючої термообробки.

Також причиною низьких значень пластичності і ударної в'язкості сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, можливо, є вплив великого вмісту β-евтектоїдного компонента, а саме — заліза. Дослідження структури дозволили зробити висновок, що виділення інтерметалідів титан-залізо фіксується як всередині зерен, так і в міжзеренних проміжках. В результаті підвищений вміст Fe до 4,9 % призводить до крихкого руйнування сплаву і зниження пластичності.

За даними роботи [17] оптимальним для найбільшої пластичності системи є співвідношення молібденових еквівалентів концентрацій ізоморфних і евтектоїдних β-стабілізаторів — $M_{13}/M_{\text{свт}} \geq 1$. У даному випадку для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe співвідношення $M_{13}/M_{\text{свт}} = 0,4$. В роботі [8] наведено механічні властивості сплаву Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe, для якого співвідношення $M_{13}/M_{\text{свт}} = 0,6$, а показники відносного подовження після відпалу складають 8,7...11,6 % в залежності від напрямку прокату. Підвищити значення цих показників вдалося не за рахунок додаткового

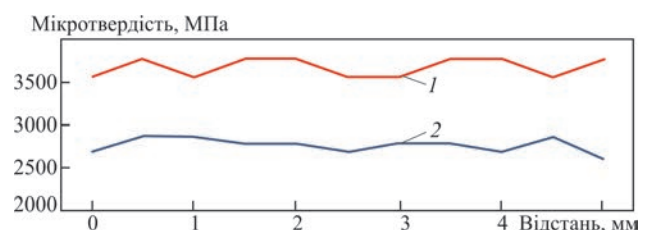


Рис. 9. Розподіл мікротвердості економічнолегованих сплавів всередині пластин: 1 — Ti-2,7Al-5,1Mo-4,8Fe; 2 — Ti-1,5Fe-0,4O

Таблиця 4. Механічні властивості економнолегованих титанових сплавів

Сплав	Тимчасовий опір розриву, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	KCV, Дж/см ²
Ti-1,5Fe-0,4O, товщина 10 мм	731	712	13,7	41	39
Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, товщина 10 мм	1015	939	1,9	–	3,6
Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, товщина 10 мм, після відпалу	1058	987	3,0	–	11,4
Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, товщина 6 мм, після відпалу	1071	971	2,0	–	5,3

(подвійного) відпалу, а за рахунок застосування гартування в воду.

Таким чином, причиною низьких показників пластичності і ударної в'язкості сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe може бути підвищений вміст заліза по відношенню до молібдену і виділення інтерметалідів титан-залізо як всередині зерен, так і на границях зерен.

Висновки

1. Відпрацьовано технологію отримання зливків економнолегованих сплавів титану, в тому числі з підвищеним вмістом кисню, Ti-1,5Fe-0,4O та Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe способом ЕПП з проміжною ємністю.

2. Структура металу економнолегованого псевдо-α-сплаву системи Ti-1,5Fe-0,4O в стані після прокату однорідна і складається з пластинчастої α-фази, в проміжках між пластинами якої розташовується β-фаза. Міцність сплаву знаходиться на рівні 730 МПа, значення показників ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (KCV) і відносного подовження сплаву Ti-1,5Fe-0,4O знаходяться на високому рівні і становлять 39 Дж/см² та 13,7 %, відповідно.

3. Структура металу економнолегованого псевдо-β-сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після прокату складається з β-зерен, в об'ємі яких присутні дисперсні частинки α-фази, при цьому кількість β-фази може змінюватися в межах 50...82 %. Міцність металу пластин товщиною 10 мм знаходиться на рівні 1015 МПа, а значення показників KCV і відносного подовження складають 3...4 Дж/см² та 1,9 % відповідно. Застосування додаткового відпалу при температурі 760 °C істотно не впливає на структуру і властивості сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe.

4. Причиною низьких значень показників пластичності і крихкого руйнування металу економнолегованого псевдо-β-сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після прокату є виділення інтерметалідів титану на основі заліза як в об'ємі зерен, так і в міжзеренних проміжках через підвищений вміст Fe (більше 4,5 %).

Список літератури

- (2013) *Titanium Metal: Market Outlook to 2018*. Sixth Edition, 2013. Roskill Information Services Ltd, USA.
- Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Боков К.А. (2014) Экономнолегированные титановые сплавы для слоистых металлополимерных композиционных материалов. *Труды ВИАМ*, **11**. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-11-2-2
- Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ.
- Хорев А.И., Белов С.П., Глазунов С.Г. (1992) *Металловедение титана и его сплавов*. Москва, Металлургия.
- Niinomi, M. (2011) Recent trends in titanium research and development in Japan. *Proc. 12th World Conf. on Titanium*, **1**, pp. 30–37.
- Bania, P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta Titanium Alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, pp. 3–14.
- Weiss, I., Semiatin, S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys on overview. *Mat. Sci. Eng.*, **A243**, 46–65.
- Ахонин С.В., Марковский П.Е., Березос В.А. и др. (2018) Получение высокопрочного титанового сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe способом ЭЛП. *Современная электрометаллургия*, **1**, 9–16.
- Осипенко А.В. (2015) Разработка технологии получения сырья для сплавов титана из некондиционного титана губчатого. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, **4(5)**, 28–32.
- Белов С.П., Брун М.Я., Глазунов С.Г. и др. (1992) *Металловедение титана и его сплавов*. Глазунов С.Г., Колачев Б.А. (ред.). Москва, Металлургия.
- Ночовная Н.А., Анташев В.Г. (2007) Титановые сплавы серии «LOW-COST» и возможности их применения. *Сб. тр. Международной конференции «Ti-2007 в СНГ»*. Киев, РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, сс. 191–192.
- Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В., Жук Г.В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
- Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2017) Электронно-лучевая плавка нового высокопрочного титанового сплава Ti120. *Современная электрометаллургия*, **1**, 15–21.
- Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Там же*, **3**, 15–22. <https://doi.org/10.15407/sem2019.03.03>
- Моисеев В.Н. (2001) *Машиностроение*. Энциклопедия. Т. 2–3. Цветные металлы и сплавы. Фридляндер И.Н. (ред.). Раздел 2. Титан и титановые сплавы. Москва, Машиностроение, сс. 271–353.
- Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др. (2018) Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо-β-титанового сплава BT19. *Автоматическая сварка*, **7**, 12–17.

17. Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю. (2011) Перспективы разработки новых титановых сплавов. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение»*, 60–67.

References

- (2013) *Titanium Metal: Market Outlook to 2018*. 6th Ed., Roskill Information Services Ltd, USA.
- Nochovnaya, N.A., Panin, P.V., Alekseev, E.B., Bokov, K.A. (2014) Sparcely-alloyed titanium alloys for laminated metal-polymer materials. *Trudy VIAM*, **11** [in Russian]. DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-11-2-2
- Iiin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
- Khorev, A.I., Belov, S.P., Glazunov, S.G. (1992) *Metals science of titanium and its alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Niinomi, M. (2011) Recent trends in titanium research and development in Japan. In: *Proc. 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 30–37.
- Bania, P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry, In: *Beta Titanium Alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, 3–14.
- Weiss, I., Semiatin, S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys on overview. *Mat. Sci. Eng. A243*, 46–65.
- Akhonin, S.V., Markovskii, P.E., Berezos, V.A. et al. (2018) Producing of high-strength titanium alloy Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe by EBM method. *Sovrem. Elektrometallurgiya*, **1**, 9–16 [in Russian].
- Osipenko, A.P. (2015) Development of technology for producing raw materials for titanium alloys from substandard sponge titanium. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **4(5)**, 28–32 [in Russian].
- Below, S.P., Brun, M.Ya., Glazunov, S.G. et al. (1992) *Metals science of titanium and its alloys*. Ed. by S.G. Glazunov, B.A. Kolachev. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Nochovnaya, N.A., Antashev, V.G. (2007) Titanium alloys of «LOW-COST» series and possibilities of their application. In: *Proc. of Int. Conf. on Ti-2007 in CIS*. Kiev, IMP, 191–192.
- Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2017) Electron beam melting of new high-strength titanium alloy T120. *Sovrem. Elektrometallurgiya*, **1**, 15–21 [in Russian].
- Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Ibid.*, **3**, 15–22 [in Russian]. <https://doi.org/10.15407/sem2019.03.03>
- Moiseev, V.N. (2001) *Mechanical Engineering: Encyclopedia*. Vol. 2–3: Nonferrous metals and alloys. Ed. by I.N. Fridlyander. Chapter 2: Titanium and titanium alloys. Moscow, Mashinostroenie, 271–353 [in Russian].
- Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2018) Electron beam welding and heat treatment of welded joints of high-strength pseudo-β titanium alloy VT19. *The Paton Welding J.*, **7**, 10–14.
- Antashev, V.G., Nochovnaya, N.A., Shiryayev, A.A., Izotova, A.Yu. (2011) Perspectives of development of new titanium alloys. *Vestnik MGTU, Ser. Mashinostroenie*, 60–67 [in Russian].

STRUCTURE AND PROPERTIES OF STRUCTURAL SPARSELY-DOPED TITANIUM-BASED ALLOYS PRODUCED BY EBM

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, V.O. Berezos, I.K. Petrichenko, R.V. Selin, A.Yu. Severin, O.M. Pikulin
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Work on melting ingots of pseudo-β-alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe and pseudo-α-alloy Ti–1.5Fe–0.4O was performed. Electron beam unit UE208M with a cold-heat and portioned feed of liquid metal was used to produce ingots of a round cross-section of 110 mm diameter, which were deformed to 6 mm thickness. The structures of the rolled plates were studied. Metal structure of sparsely-doped alloy of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe system consisted from equiaxed polyhedral β-grains, with dispersed particles of α-phase located in their volume, here the amount of β-phase can vary within 50...82 %, while the structure of pseudo-α-alloy Ti–1.5Fe–0.4O consisted of platelike α-phase, with β-phase located in the spaces between the plates. Dispersed particles of titanium-iron intermetallics of less than 1 μm size were observed in the structure of both the alloys. Precipitation of iron-based titanium intermetallics can be the cause for low values of ductility and brittle fracture of metal of sparsely-doped pseudo-β-alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe. Strength of alloy Ti–1.5Fe–0.4O in as-rolled condition was on the level of 730 MPa. Strength of sparsely-doped alloy of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe system in as-rolled condition was on the level of 1015 MPa, while the values of impact toughness *KCV* and relative elongation were equal to 3...4 J/cm² and 1.9 %, respectively. Ref. 17, Tabl. 4, Fig. 9.

Key words: sparsely-doped titanium alloys, electron beam melting; ingot; chemical composition; deformation; semi-finished products; structure; mechanical properties

Надійшла до редакції 29.09.2020