

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe СПОСОБОМ ЭЛП

С. В. Ахонин¹, П. Е. Марковский², В. А. Березос¹, А. А. Стасюк²,
А. Н. Пикулин¹, А. Ю. Северин¹, С. Л. Антонюк³

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины.

03142, г. Киев, бульв. Академика Вернадского, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

³ГП «АНТОНОВ».

03062, г. Киев, ул. Туполева, 1. E-mail: info@antonov.com

Изучены возможности выплавки сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe с последующей горячей деформационной обработкой способами прессования и прокатки. Исследованы микроструктура и уровень механических свойств полученных образцов титанового сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe диаметром 110 мм. Анализ результатов химического состава металла слитка показал, что распределение легирующих элементов по длине равномерное и соответствует заданному составу. Проведенная пластическая деформация полученного сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe позволила сформировать в материале дисперсную однородную внутризеренную ($\alpha + \beta$)-микроструктуру. Показано, что полученный способами электронно-лучевой плавки и горячей прокатки сплав Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe после отжига как при температурах двухфазной ($\alpha + \beta$)-области, так и однофазной β -области характеризуется высоким комплексом механических свойств, когда прочность на уровне выше 1100 МПа сочетается с достаточными пластическими характеристиками, свойственными более легированным и дорогим титановым сплавам. Библиогр. 11, табл. 2, ил. 10.

Ключевые слова: титан; высокопрочный сплав; электронно-лучевая плавка; прессование; прокатка; микроструктура; механические свойства

Введение. Титановые сплавы являются одними из наиболее широко используемых в различных отраслях машиностроения конструкционных материалов за счет высоких удельных значений прочности, характеристик сопротивления усталости и распространению трещин, коррозионной стойкости, немагнитности и т. д.. Учитывая довольно высокую стоимость титановых сплавов, их превосходство над другими конструкционными материалами возрастает в случае их применения в упрочненном состоянии. Наибольшим эффектом термического упрочнения обладают сплавы метастабильного β -класса, т. е. такие сплавы, в которых при закалке фиксируется метастабильная β -фаза, которая распадается при последующем старении с выделением дисперсных упрочняющих частиц [1, 2]. Среди сплавов данного класса следует выделить сплав Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe, который разработан компанией «ТИМЕТ» (США) как высокопрочный сплав метастабильного β -класса, характеризующийся в отожженном двухфазном состоянии прочностью не менее 1000 МПа и термически упрочняемый стандартной (с печным нагревом под закалку) термообработкой до 1400 МПа [3, 4]. Сплав относится к классу экономно-легированных материалов за счет использования в качестве шихты относительно дешевой железо-молибденовой

лигатуры, применяемой в производстве стали, и ему было присвоено название LCB (low cost beta, т. е. β -сплав низкой стоимости). Действительно, за счет использования такой лигатуры его стоимость ненамного превышала стоимость технически чистого титана [4]. Сплав с успехом был применен для изготовления высокопрочных изделий, в частности, пружин для некоторых моделей автомобилей и снегоходов. Однако, учитывая его высокий потенциал с точки зрения возможности получения высоких значений прочности (свыше 1500 МПа) в сочетании с пластичностью [5, 6], сфера его практического применения может быть значительно расширена. Традиционно данный сплав получают способом вакуумно-дуговой плавки (ВДП) и за счет возможной неполной гомогенизации по наиболее тугоплавкому легирующему элементу — молибдену, он используется в самых различных отраслях машиностроения, но не в авиации [3, 7]. Применение электронно-лучевой плавки позволяет без труда не только плавить тугоплавкие элементы, но и рафинировать металл от нежелательных включений и примесей за счет применения промежуточной емкости, показывая хорошие результаты при выплавке как технически чистого титана, так и сложнoleгированных сплавов [8, 9]. Целью данной работы является изучение воз-



Рис. 1. Внешний вид лабораторной электронно-лучевой установки УЭ-208 (а), реверсивного стана Skoda 355/500 (б) и печи сопротивления мощностью 70 кВт (в)

возможности выплавки сплава $Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe$ способом ЭЛП с последующей горячей деформационной обработкой прессованием и прокаткой и оценка получаемых при этом микроструктуры и уровня механических свойств.

Материалы и методика экспериментов. В качестве исходных материалов использовали листовой лом титана марки BT1-0 и чистые легирующие компоненты в виде кускового алюминия, молибдена и железа.

Опытные плавки слитков диаметром 110 мм сплава $Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe$ проводили на установке УЭ-208 [8] (рис. 1, а).

Механически обработанные слитки подвергали горячей деформационной обработке на реверсивном прокатном ДУО-стане Skoda 355/500 (рис. 1, б).

Нагрев заготовок для пластической деформации осуществляли в печи сопротивления мощностью 70 кВт без применения защитных обмазок и атмосфер (рис. 1, в).

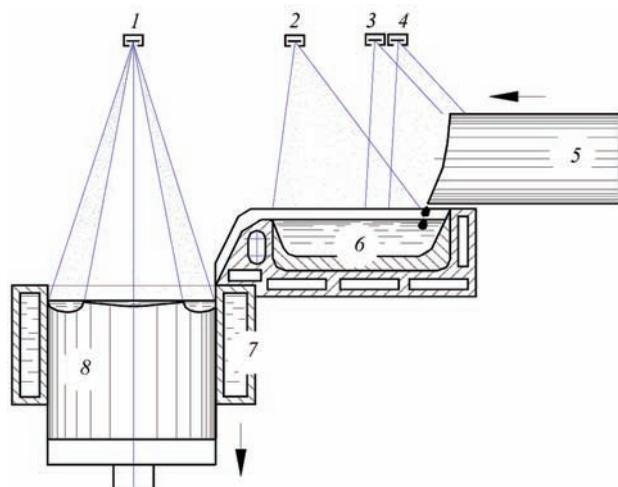


Рис. 2. Схема электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью: 1–4 — электронно-лучевые пушки; 5 — расходная заготовка; 6 — промежуточная емкость; 7 — кристаллизатор; 8 — выплавляемый слиток

Для исследования микроструктуры и фазового состава образцы размером $10 \times 10 \times 10$ мм вырезали из плиты как в продольном, так и поперечном направлениях. Микроструктуру исследовали при помощи микроскопа Olympus LX-70. Фазовый анализ проводили рентгеноструктурным методом на дифрактометре Studi в фильтрованном медном излучении. Механические свойства испытывали согласно стандарту ASTM E8M на образцах цилиндрической формы с диаметром рабочей части 4 мм на машине INSTRON-3376 при скорости деформации $1,6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, для чего из плиты вырезали образцы размером $60 \times 10 \times 10$ мм в продольном и поперечном направлениях.

Выплавка слитка. В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проведены работы по выплавке слитка сплава $Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe$. Слиток круглого сечения диаметром 110 мм получали по технологии ЭЛП с промежуточной емкостью и порционной подачей жидкого металла в водоохлаждаемый кристаллизатор (рис. 2).

Технология получения слитка сплава $Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe$ в электронно-лучевой установке включала в себя следующие этапы: формирование расходной заготовки; подготовку оборудования и технологической оснастки к плавке; процесс плавки; контроль качества выплавленного слитка.

Формирование исходной шихтовой заготовки осуществляли в расходном коробе, изготовленном из листов титана марки BT1-0. Исходная шихта включала в себя лом титана марки BT1-0 и легирующие компоненты из технической чистой алюминия, молибдена и железа.

Перед использованием чистые металлы размельчали на куски размером не более 15 мм. Перед дроблением компоненты тщательно разбраковывали. На их поверхности и в изломе не допускалось налета окислов, шлаковых и окисных включений, нерастворившихся составляющих и посторонних примесей. Все компоненты шихты взвешивали отдельно на электронных весах. Добавление алюми-

ния в исходную шихтовую заготовку осуществляли с учетом его потерь на испарение. Общий вес шихтовой заготовки составил 40 кг.

Подготовленную шихтовую заготовку загружали в камеру для плавки (рис. 3).

После загрузки шихты установку вакуумировали до уровня вакуума 10^{-2} Па.

Процесс плавки осуществляли следующим образом. Исходную шихту 5 с заданной скоростью подавали толкателем в зону плавки (рис. 2), которую плавил электронными лучами, формируемые электронными пушками 3 и 4. В процессе жидкий металл, накапливаемый в промежуточной емкости 6, усреднялся по химическому составу, а также рафинировался от вредных примесей и включений. По мере накопления жидкого металла в промежуточной емкости 6 производили его слив с помощью электронного луча пушки 2 в медный водоохлаждаемый кристаллизатор 7, в котором формировался выплавляемый слиток 8. Жидкий расплав на поверхности получаемого слитка обогревали лучом электронной пушки 1. По мере заполнения кристаллизатора до уровня 5 мм ниже его верхней кромки вытягивали слиток на рабочей скорости на высоту заливаемой порции, после чего возобновляли заполнение кристаллизатора. В стационарном режиме выплавляли слиток до полного сплавления исходной шихтовой заготовки (рис. 4, а).

В процессе плавки контролировали следующие технологические параметры: ускоряющее напряжение электронно-лучевых пушек, ток лучей, скорости подачи исходной шихты в зону плавки и вытяжки слитка из кристаллизатора, температуру охлаждающей воды.

В результате проведенной плавки получен слиток титанового сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe диаметром 110 мм, длиной 700 мм, весом 32 кг (рис. 4, б).

Боковая поверхность выплавленного слитка после охлаждения в вакууме до температуры ниже 300 °С чистая, повышенная концентрация примесных элементов на поверхности в виде окисленного или альфирированного слоя отсутствует. Глубина поверхностных дефектов (гофр) составила не более 2 мм, разрывов, трещин или несплавлений не обнаружено.



Рис. 3. Технологическая оснастка и шихтовая заготовка для получения слитка титанового сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe

Для оценки качества металла полученного слитка проводили исследование химического состава образцов, отобранных по длине слитка в верхней, средней и нижней частях. Анализ результатов химического состава металла слитка показал, что распределение легирующих элементов по длине равномерное и соответствует заданному составу (табл. 1).

Анализ макроструктуры металла слитка диаметром 110 мм титанового сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe проводили на поперечных темплетах без применения увеличительных приборов. Установлено, что металл на макрошлифах характеризуется отсутствием пор, трещин, металлических и неметаллических включений. Существенной разницы между кристаллическим строением центральной и периферийной частей не наблюдается (рис. 5). Величина зерна соответствует 6-7 баллу по 10-бальной шкале макроструктур ГОСТ 26492-85.

Прокатка. Основная задача термомеханической обработки заключалась в максимальном из-



Рис. 4. Процесс выплавки (а) и внешний вид (б) слитка диаметром 110 мм сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe

Таблица 1. Распределение элементов (мас. %) по длине слитка диаметром 110 мм сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe

Место отбора проб	Al	Mo	Fe	Ti	O	N
Верх	1,5	6,3	4,4	Основа	0,11	0,01
Середина	1,7	6,4	4,3	Основа	–	–
Низ	1,6	6,2	4,4	Основа	–	–

мельчении сформированной при кристаллизации зеренной структуры и формирование внутри β-зерен дисперсной и однородной (α + β)-микроструктуры глобулярного типа [10]. Для этого слиток диаметром 110 мм подвергали первичному нагреву до 900 °С (выше температуры полиморфного превращения $T_{\text{пн}}$ в однофазную β-область) с последующим прессованием до получения заготовки размером 120×120×200 мм (рис. 6).

Цель данной обработки — растворение оторочки α-фазы по границам зерен и формирование заготовки под прокатку. Далее заготовку нагревали в печи при 800 °С (выше $T_{\text{пн}}$) и подвергали первым 7–8-ми проходам на стане до толщины 85 мм. После каждых 2–3-х проходов металл нагревали в печи при температуре 750 °С (ниже $T_{\text{пн}}$), а конечную толщину пластины 10 мм достигли после 20 проходов через валки прокатного стана (рис. 7).

После прокатки пластину подвергли стабилизирующему отжигу при 700 °С в течение 1 ч. В результате полученное состояние сплава по данным рентгеноструктурного анализа характеризовалось двухфазной (α + β)-структурой (рис. 8, а–в). Для выяснения стабильности этого состояния и возможности трансформации полученной структуры за счет рекристаллизации при последующей термообработке, прокатанный материал подвергали трем различным видам отжига:



Рис. 5. Макроструктура слитка диаметром 110 мм сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe



Рис. 6. Получение заготовки размером 120×120×200 мм сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe

однократному отжигу при температуре двухфазной (α + β)-области 700 °С в течение 1,5 часа с последующим охлаждением вместе с печью;

двукратному отжигу при температуре двухфазной (α + β)-области по режиму: 700 °С, 1,5 ч + 700 °С, 1,5 ч с последующим охлаждением с печью после каждой изотермической выдержки;

отжигу при температуре однофазной β-области 900 °С в течение 1 ч с закалкой в воду (для фиксации высокотемпературного β-состояния).

Температуры отжига выбрали исходя из значения температуры завершения полиморфного (α + β₀) → β-превращения ($T_{\text{пн}}$), которая для данного сплава составляет 750 °С.

Как видно из рис. 8, а, б использованные режимы прессования и прокатки обеспечили формирование высокодисперсного внутризеренного состояния, причем сформированная α-фаза имела глобулярное строение со средним размером частиц не более 3 мкм (рис. 8, б). В то же время измельчения первичных зерен β-фазы в результате деформации не произошло. β-зерна имели сплюсненную и вытянутую в направлении прокатки форму как в продольном (рис. 8, в), так и поперечном (рис. 8, г) направлениях. Очевидно, что отжиг при выбранной температуре 700 °С не позволяет использовать накопленные при деформации де-



Рис. 7. Пластина размером 300×900×10 мм сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe

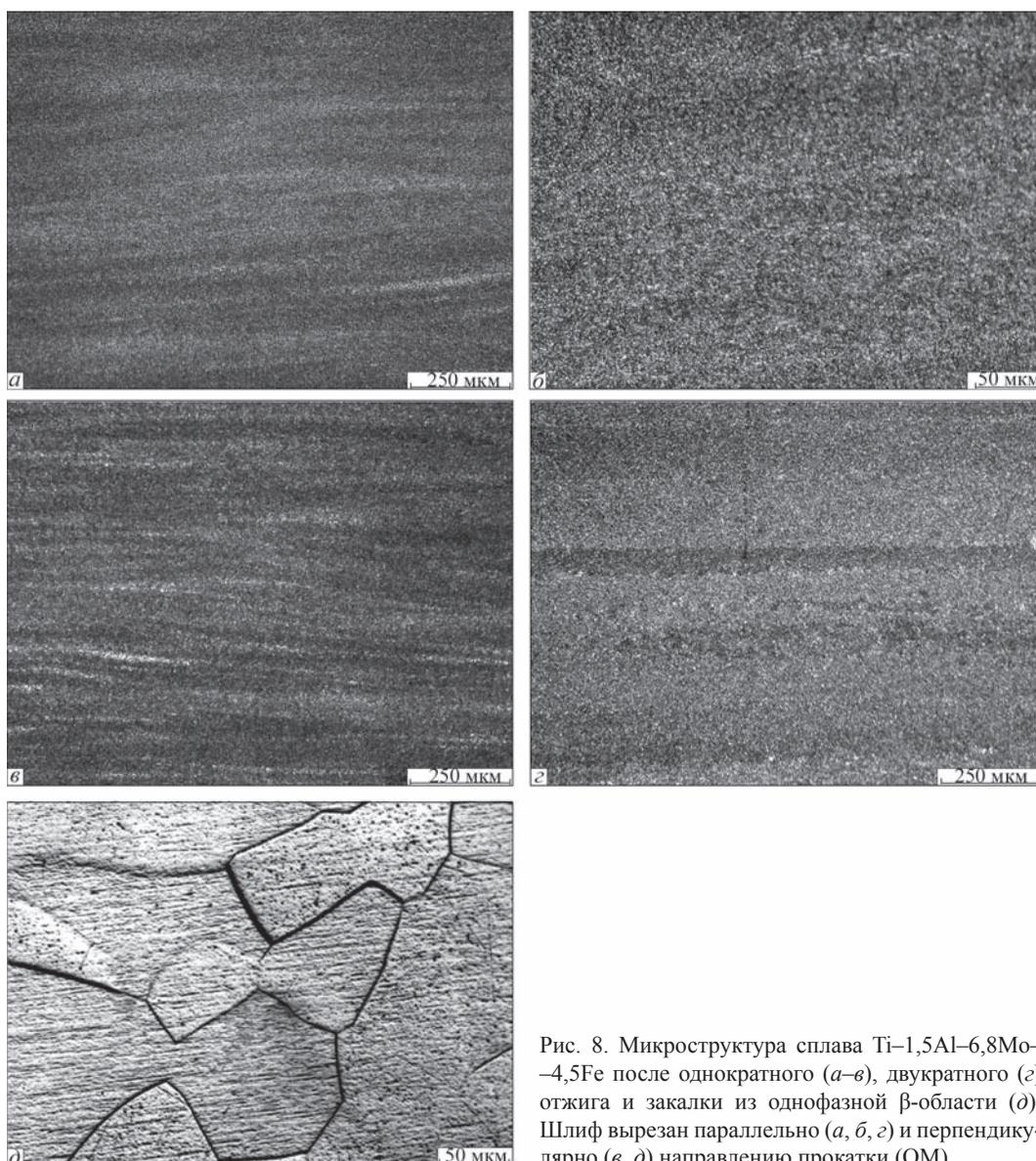


Рис. 8. Микроструктура сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe после однократного (а–в), двукратного (г) отжига и закалки из однофазной β-области (д). Шлиф вырезан параллельно (а, б, в) и перпендикулярно (г, д) направлению прокатки (ОМ)

фекты кристаллического строения для инициации рекристаллизационных процессов вследствие слишком низкой температуры. Для проверки возможности измельчения зеренной микроструктуры путем рекристаллизации часть образцов подвергали нагреву в печи при 900 °С в течение 60 мин с последующей закалкой в воду. Микроструктура полученного при этом однофазного β-состояния

приведена на рис. 8, д. Установлено, что отжиг при температуре однофазной β-области приводит к рекристаллизации и некоторому росту β-зерен до 100...150 мкм. Однако сформированная при прокатке полосчатость практически исчезает и полученная микроструктура свидетельствует о большей изотропности сплава после отжига при температурах однофазной β-области.

Т а б л и ц а 2. Механические свойства образцов сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe после различных обработок					
Образец	Направление прокатки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
Отжиг 700 °С, 1,5 ч, охлаждение с печью					
1	Вдоль	1125	1156	11,58	29,85
2	Поперек	1155	1160	8,69	23,11
Двойной отжиг 700 °С, 1,5 ч + 720 °С, 1,5 ч, охлаждение с печью					
3	Вдоль	1160	1166	11,31	23,05
4	Поперек	1156	1161	7,10	18,81
Отжиг 900 °С, 1 ч, закалка в воду					
5	Вдоль	1089	1090	15,22	46,50

Механические свойства. Результаты механических испытаний образцов на растяжение приведены в табл. 2 для трех изученных состояний. Прежде всего обращает на себя внимание достаточно высокий общий уровень свойств как прочности, так и пластичности отожженных состояний (1–4). Причем различие в значениях прочности образцов, вырезанных вдоль и поперек направления прокатки, довольно невелико (предел упругости 1125...1160 против 1115...1160 МПа, предел прочности 1156...1166 против 1160 МПа), хотя пластичность несколько ниже в поперечном направлении (относительное удлинение уменьшается приблизительно с 11 до 7...8 %, относительное сужение с 23...29 до 18...23 %). Закалка же от температур однофазной β -области на метастабильную β -фазу (5) довольно незначительно сказывается на прочности сплава (предел упругости 1089, а предел прочности 1090 МПа) и существенно повышает его пластические характеристики ($\delta > 15\%$, $\psi > 46\%$).

Интерес представляет анализ кривых деформации (рис. 9). Практически все кривые имеют небольшой пик, свидетельствующий о том, что для начала пластического течения имеет место усиление процесса образования новых дислокаций или их отрыва от атмосфер Коттрелла, которые препятствуют их скольжению [11]. Все испытанные после отжига образцы характеризовались исключительно горизонтальным участком пластической деформации (рис. 9, кривые 1–4), что свидетельствует о преимущественно равномерной деформации без локализации путем образования шейки фактически до момента разрушения. В отличие от отожженных структурных состояний однофазное метастабильное β -состояние характеризуется как имеющим отрицательный наклон участком рав-

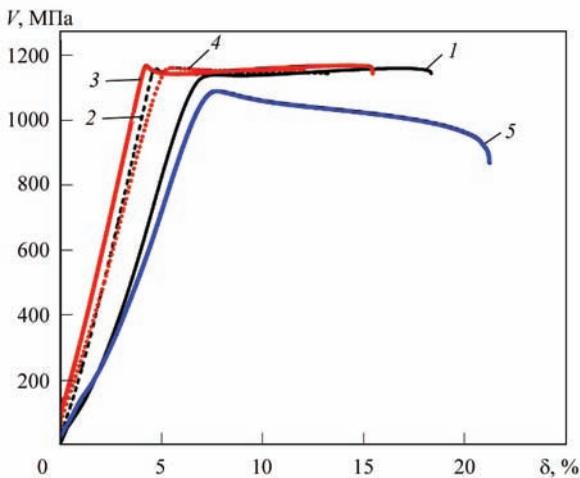


Рис. 9. Типичные кривые при испытаниях на растяжение образцов сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe в различных состояниях: 1, 2 — после однократного; 3, 4 — двукратного отжига; 5 — после закалки из однофазной β -области; 1, 3, 5 — испытание образцов, вырезанных вдоль направления прокатки; 2, 4 — поперек

номерной пластической деформации, так и небольшим участком локализованной деформации (рис. 9, кривая 5). Эти особенности свидетель-

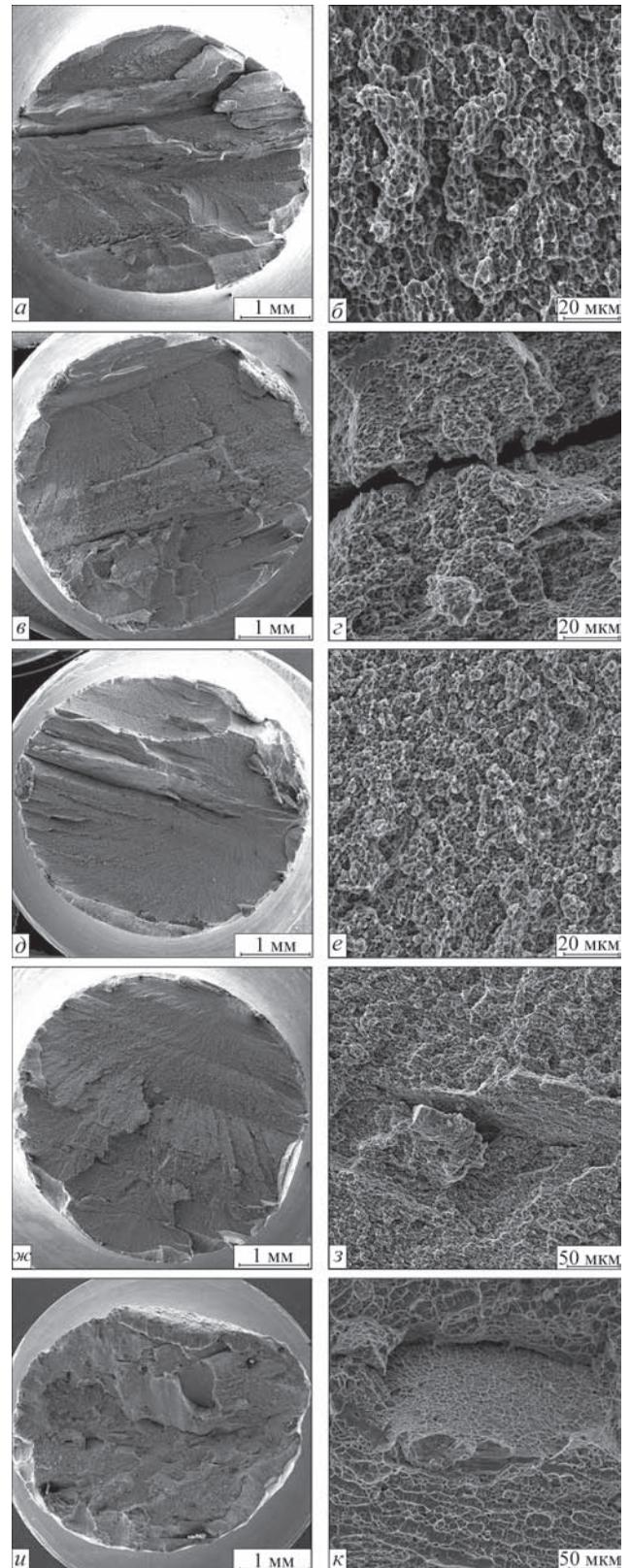


Рис. 10. Поверхности излома образцов сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe после однократного (а–з), двукратного отжига (д–з) и после закалки из однофазной β -области (и, к); испытания проведены вдоль (а, б, д, е, и, к) и поперек (в, з, ж, з) направления прокатки (СЕМ)

ствуют о том, что растворение дисперсных глобулярных частиц α -фазы, сформированных при горячей прокатке и стабилизированных отжигом, значительно улучшают пластические свойства сплава, однако, видимо благодаря неполному снятию накопленных при прокатке деформационных дефектов, уровень прочности материала остается достаточно высоким.

Особый интерес представляют собой результаты фрактографического исследования (рис. 10). Прежде всего обращает на себя внимание особое влияние на процесс разрушения границ β -зерен для всех отожженных ($\alpha + \beta$)-состояний, испытанных как вдоль, так и поперек направления прокатки (рис. 10, а, в–д, з). При этом, сравнивая поверхность разрушения образцов (рис. 10, а и д с в и ж), испытанных вдоль и поперек, следует отметить, что большее растрескивание по межзеренным границам имеет место в первом случае. Очевидно это связано с тем, что кристаллографическая разориентация соседних зерен больше именно в продольном направлении, чем в поперечном. На микроуровне поверхность разрушения этих структурных состояний имеет вязкий характер ямочного типа, причем размер этих ямок (около 2 мкм) соответствует размеру внутризеренных α -глобулей (рис. 10, б, г, е, з). Эти факты позволяют заключить, что разрушение сплава в данном структурном состоянии происходит как по межзеренным, так и по межфазным α/β -границам.

Поверхность разрушения сплава в однофазном β -состоянии иная. Во-первых, благодаря прошедшей рекристаллизации, границы прежних плоских β -зерен не оказывают влияния на характер разрушения. Из рис. 10, и, к видно, что разрушение на разных участках происходит как по границам отдельных (новых) β -зерен, так и транскристаллитно, т. е. через объем зерна. Очевидно, что это определяется кристаллографической ориентацией отдельных зерен относительно направления приложенной нагрузки. Нужно отметить, что в данном случае на микроуровне характер разрушения также является вязким (рис. 10, к), а размер ямок составляет в среднем 8...10 мкм и, вероятно, соответствует размеру некоторой внутризеренной субструктуры β -фазы, образующейся в процессе пластической деформации растяжением.

Выводы

1. Отработана технология получения слитка титанового сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe способом ЭЛП. Показано, что ЭЛП с промежуточной емкостью позволяет получить качественные слитки сплавов титана.

2. Горячая пластическая деформация литого сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe с общей степенью деформации 92 % (причем последние 70 % проводи-

ли при температурах двухфазной ($\alpha + \beta$)-области) позволила сформировать в материале дисперсную однородную внутризеренную ($\alpha + \beta$)-микроструктуру, однако при этом β -зерна не прошли рекристаллизацию.

3. Последующий отжиг при температурах двухфазной ($\alpha + \beta$)-области (700 °С) не приводит к рекристаллизации β -зеренной структуры очевидно вследствие слишком низкой для этого температуры отжига и $T_{\text{мн}}$. Повышение температуры отжига до 900 °С (однофазная β -область) приводит к рекристаллизации зеренной структуры и некоторому росту β -зерен при выбранной длительности отжига.

4. Полученный способами электронно-лучевой плавки и горячей прокатки сплав Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe после отжига как при температурах двухфазной ($\alpha + \beta$)-области, так и однофазной β -области характеризуется высоким комплексом механических свойств, когда прочность на уровне выше 1100 МПа сочетается с достаточными пластическими характеристиками, свойственными более легированным и дорогим титановым сплавам.

Список литературы

1. Цвиккер У. (1979) *Титан и его сплавы*. Москва, Металлургия.
2. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. (1969) *Конструкционные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
3. 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.
4. Weiss I., Semiatin S. L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys. *Mat. Sci. Eng., A.*, **243**, 46–65.
5. Ivasishin O. M., Markovsky P. E., Semiatin S. L., Ward C. H. (2005) Aging response of coarse- and fine-grained β -titanium alloys. *Ibid., A.*, **405**, 296–305.
6. Ivasishin O. M., Markovsky P. E., Matviychuk Yu. V. et al. (2008) A comparative study of the mechanical properties of high-strength β -titanium alloys. *Alloys Compd.* 457(1–2), 296–309.
7. Boyer R. R., Briggs R. D. (2005) The use of β -titanium alloys in the aerospace industry. *J. of Mater. Eng. Perf.*, **14**, 681–685.
8. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Жук Г. В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
9. Ахонин С. В., Пикулин А. Н., Березос В. А. и др. (2017) Электронно-лучевая плавка нового высокопрочного титанового сплава Т120. *Современная электрометаллургия*, **1**, 15–21.
10. Ивасишин О. М., Марковский П. Е., Бондарчук В. И. (2005) Оптимизация термомеханической обработки титановых бета-сплавов для получения дисперсной однородной структуры и повышения комплекса механических характеристик. *Титан*, **2**, 42–49.
11. Beer F. P., Johnston E. R., DeWolf J. T., Mazurek D. F. (2015) *Mechanics of materials*. 7th Edition, New York, McGraw-Hill.

References

1. Tsvikker, U. (1979) *Titanium and its alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Glazunov, S.G., Moiseev, V.N. (1969) *Structural titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

3. 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, 3–14.
4. Weiss, I., Semiatin, S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys. *Mat. Sci. Eng., A* **243**, 46–65.
5. Ivasishin, O.M., Markovsky, P.E., Semiatin, S.L., Ward, C.H. (2005) Aging response of coarse- and fine-grained β -titanium alloys. *Ibid.*, **A 405**, 296–305.
6. Ivasishin, O.M., Markovsky, P.E., Matviychuk, Yu.V. et al. (2008) A comparative study of the mechanical properties of high-strength β -titanium alloys. *Alloys Compd.*, 457(1–2), 296–309.
7. Boyer, R.R., Briggs, R.D. (2005) The use of β -titanium alloys in the aerospace industry. *J. of Mater. Eng. Perf.*, **14**, 681–685.
8. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
9. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2017) Electron beam melting of new high-strength titanium alloy T120. *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 15–21 [in Russian].
10. Ivasishin, O.M., Markovsky, P.E., Bondarchuk, V.I. (2005) Optimization of thermomechanical treatment β -titanium alloys for producing of dispersed homogeneous structure and improvement of complex of mechanical characteristics. *Titan*, **2**, 42–49 [in Russian].
11. Beer, F.P., Johnston, E.R., DeWolf, J.T., Mazurek, D.F. (2015) *Mechanics of materials*. 7th Ed., New York, McGraw-Hill.

ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe СПОСОБОМ ЕПП

С. В. Ахонін¹, П. Є. Марковський², В. О. Березос¹, А. А. Стасюк², О. М. Пікулін¹, А. Ю. Северин¹, С. Л. Антонюк³

¹Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України.

03142, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

³ДП «АНТОНОВ».

03062, м. Київ, вул. Туполева, 1. E-mail: info@antonov.com

Вивчені можливості виплавки сплаву Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe з подальшою гарячою деформаційною обробкою способами пресування і прокатки. Досліджені мікроструктура і рівень механічних властивостей одержаних зразків титанового сплаву Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe діаметром 110 мм. Аналіз результатів хімічного складу металу зливка показав, що розподіл легуючих елементів по довжині рівномірний і відповідає заданому складу. Проведена пластична деформація отриманого сплаву Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe дозволила сформувати в матеріалі дисперсну однорідну внутрізеренну ($\alpha + \beta$)-мікроструктуру. Показано, що отриманий способами електронно-променевої плавки та гарячої прокатки сплав Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe після відпалу як при температурах двофазної ($\alpha + \beta$)-області, так і однофазної β -області, характеризується високим комплексом механічних властивостей, коли міцність на рівні вище 1100 МПа поєднується з достатніми пластичними характеристиками, властивими більш легованим і дорогим титановим сплавам. Бібліогр. 11, табл. 2, іл. 10.

Ключові слова: титан; високоміцний сплав; електронно-променева плавка; пресування; прокат; мікроструктура; механічні властивості

PRODUCING OF HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOY Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe BY EBM METHOD

S.V. Akhonin¹, P.E. Markovskii², V.A. Berezos¹, A.A. Stasyuk², A.N. Pikulin¹, A.Yu. Severin¹, S. L. Antonyuk³

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

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

²G.V. Kurdyumov Institute of Metal Physics of the NAS of Ukraine.

36 Academician Vernadsky Blvd., 03142, Kyiv. E-mail: metall@imp.kiev.ua

³GP ANTONOV.

1 Tupolev Str. 03062, Kyiv. E-mail: info@antonov.com

The possibilities of melting Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe alloy with subsequent hot deformational treatment by methods of pressing and rolling were studied. The microstructure and the level of mechanical properties of the obtained Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe titanium alloy samples of 110 mm diameter were studied. Analysis of results of the chemical composition of ingot metal showed that the distribution of alloying elements in length is uniform and corresponds to the specified composition. The plastic deformation of the produced Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe alloy made it possible to form a dispersed homogeneous intragranular $\alpha + \beta$ -microstructure in the material. It was shown that the alloy Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe, produced by electron beam melting and hot rolling methods, after annealing both at temperatures of two-phase $\alpha + \beta$ region and single-phase β -region is characterized by a high complex of mechanical properties, when the strength at the level above 1100 MPa is combined with sufficient plastic characteristics inherent in more alloyed and expensive titanium alloys. Ref. 11, Tab. 2, Fig. 10.

Key words: titanium; high-strength alloy; electron-beam melting; pressing; rolling; microstructure; mechanical properties

Поступила 15.12.2017