



## ВЛИЯНИЕ ТИТАНСОДЕРЖАЩИХ ИНОКУЛЯНТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

**В.В. ГОЛОВКО, С.Н. СТЕПАНИЮК, Д.Ю. ЕРМОЛЕНКО**

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Существует необходимость повышения показателей вязкости и пластичности металла швов высокопрочных низколегированных сталей. Влияние инокулянтов на процесс кристаллизации и формирование зерен первичной структуры мало изучены. Рассмотрена возможность управления размером зерен первичной структуры металла сварных швов, выполненных способом сварки порошковой проволокой в среде защитного газа, за счет инокулирования в расплав сварочной ванны тугоплавких соединений титана, введенных в сердечник порошковой проволоки. Исследовано распределение неметаллических включений в металле швов по размерам и их морфология. Проведены исследования первичной и вторичной структуры металла швов. Установлено, что введение в сварочную ванну тугоплавких соединений титана позволяет изменять размер дендритов первичной структуры. Определено, что присутствие на межфазной границе соединений титана, которые плохо смачиваются жидким железом (TiN), приводит к блокированию роста дендритов, в то время как введение в расплав соединений титана, характеризующихся малыми углами смачивания жидким железом (TiC), способствует формированию более крупных дендритов. Показано, что в зависимости от состава инокулянта может быть получен металл швов с бейнитной (TiN) или ферритной (TiC) вторичной структурой, которые близки по показателям прочности, но отличаются по уровню пластичности и вязкости. Полученные результаты реализованы в виде технологии сварки высокопрочных низколегированных сталей порошковой проволокой, в состав которой введены титаносодержащие инокулянты. Технология прошла опытно-промышленную проверку на Новокраматорском машиностроительном заводе. Библиогр. 7, табл. 5, рис. 5.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, низколегированные стали, порошковая проволока, введение титаносодержащих инокулянтов, металл шва, структура и свойства

Одной из характерных особенностей производства сварных металлоконструкций в последние десятилетия является существенное расширение объемов применения высокопрочных низколегированных (ВПНЛ) сталей, использование которых позволяет снизить металлоемкость изделий, сократить энергозатраты на их изготовление. Комплекс механических свойств сварной конструкции определяется показателями структуры как основного металла, так и металла сварного соединения. Если структура холоднокатаного проката формируется в результате сложного металлургического и термомеханического воздействия, то возможности управления микроструктурой металла шва весьма ограничены. Одним из эффективных рычагов такого управления служат неметаллические включения.

В научно-технической литературе имеется большое количество работ, в которых исследовано влияние включений на условия образования ферритной структуры, особенности  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений [1–3]. Значительно меньше работ, посвящено изучению роли неметаллических включений в процессах кристаллизации и формирования зерен первичной структуры [4, 5]. Известно, что характер процесса перекристаллизации может существенно

разниться в зависимости от размера зерен первичного аустенита [4], а тугоплавкие включения, присутствующие в расплаве металла, могут оказывать влияние на условия роста дендритов [5].

Цель настоящего исследования заключалась в изучении возможности управления размером зерен первичной структуры металла сварных швов ВПНЛ сталей, выполненных методом дуговой сварки порошковой проволокой в среде защитного газа ( $Ar + CO_2$ ) за счет инокулирования в расплав сварочной ванны тугоплавких соединений титана, введенных в сердечник порошковой проволоки. В качестве инокулянтов были выбраны соединения титана с различной величиной смачивания расплавленным железом при 1600 °С (табл. 1).

Химический состав металла швов, полученных в соответствии с требованиями [7], приведен в табл. 2.

Из металла швов изготавливали шлифы для исследования особенностей распределения неметал-

**Таблица 1.** Температура плавления  $T_{пл}$  и угол смачивания  $\theta$  расплавленным железом соединений титана при 1600 °С [6]

Включение	$T_{пл}$ , °С	$\theta$ , град	Тип решетки
TiO <sub>2</sub>	1750	78	ГЦК $a = 0,417$ нм
TiN	2950	130	ГЦК $a = 0,423$ нм
TiC	3150	49	ГЦК $a = 0,431$ нм



лических включений и состава микроструктуры, а также образцы для определения механических свойств в соответствии с требованиями ГОСТ 6996–66. Результаты определения механических свойств металла швов, приведенные в табл. 3, показали, что исследованные швы близки по показателям прочности ( $\sigma_B, \sigma_{0,2}$ ), но отличаются по уровню пластичности ( $\delta_5, \psi$ ) и вязкости ( $KCV$ ).

Исследование особенностей распределения неметаллических включений проводили на не травленных шлифах с использованием оптического микроскопа «Neophot-30» и последующей компьютерной обработкой изображений для получения информации об их объемном содержании (рис. 1). Металлографические и фрактографические исследования образцов металла швов проводили в центрах коллективного пользования ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. На сканирующем электронном микроскопе «JSM-35CF» был выполнен анализ микроструктуры металла швов на поперечных шлифах после травления в 4%-м растворе  $HNO_3$  в этиловом спирте. Морфологию и состав неметаллических включений на поверхностях разрушения исследовали с помощью ОЖЕ-микроскопа «JAMP 9500F», оборудованном энергодисперсионным рентгеновским спектрометром системы INCA (исследователь Л.М. Капитанчук).

В связи с тем, что цель работы заключалась в исследовании влияния введения тугоплавких инокулянтов в сварочную ванну, особое внимание уделили анализу морфологии и состава неметаллических включений. Было установлено, что по морфологическим характеристикам включения в рассмотренных образцах можно разделить на две основных группы: однофазные и многофазные. Однофазные включения размером до 0,3 мкм состояли из тугоплавких частиц оксидов титана (швов  $TiO_2$ ), карбидов титана (швов  $TiC$ ) и нитридов титана (швов  $TiN$ ). Включения этого типа размером свыше 1,0 мкм были представлены соединениями силикатов или алюмосиликатов марганца (рис. 2).

Анализ морфологических особенностей неметаллических включений размером свыше 0,5 мкм показал, что в их центре, как правило, расположены тугоплавкие включения, на поверхности которых в процессе охлаждения металла шва выделяются более легкоплавкие составляющие. Как видно из данных, приведенных в табл. 4, металл исследованных швов содержал примерно одинаковую долю включений размером до 0,3 мкм, основную часть которых представляли тугоплавкие соединения титана, однако отличался как размером зерен первичной структуры, так и составом вторичной микроструктуры.

На рис. 3 показаны образцы первичной структуры металла швов, полученные в результате ис-

Таблица 2. Химический состав металла исследованных швов

Инокулянт	Массовая доля в металле, %						
	C	Mn	Si	Ni	Mo	Ti	Al
$TiO_2$	0,032	1,32	0,30	2,14	0,26	0,013	0,038
$TiC$	0,046	1,39	0,34	2,10	0,24	0,011	0,033
$TiN$	0,035	1,40	0,32	2,19	0,26	0,011	0,036

Таблица 3. Механические свойства металла исследованных швов

Инокулянт	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta_5$	$\psi$	$KCV$ (Дж/см <sup>2</sup> ) при температуре, °С			
					МПа			
					20	0	-20	-40
$TiO_2$	693	605	14	48	89	85	82	57
$TiC$	715	644	19	63	95	89	85	73
$TiN$	712	580	5	15	55	47	40	32

следования на оптическом микроскопе «Neophot-30» после травления в кипящем растворе пикрата натрия. Там же приведены результаты измерения толщины дендритов, образовавшихся в процессе затвердевания металла.

Как видно из приведенных данных, инокулирование в сварочную ванну тугоплавких соединений титана влияет на размер дендритной структуры, образующейся в процессе кристаллизации. Характер этого влияния, показанный на рис. 4, позволяет сделать вывод, что наличие на фронте кристаллизующегося металла включений с повышенной энергией взаимодействия с поверхностью дендрита (рис. 3, з) способствует увеличению скорости его роста. Этим можно объяснить заметное увели-

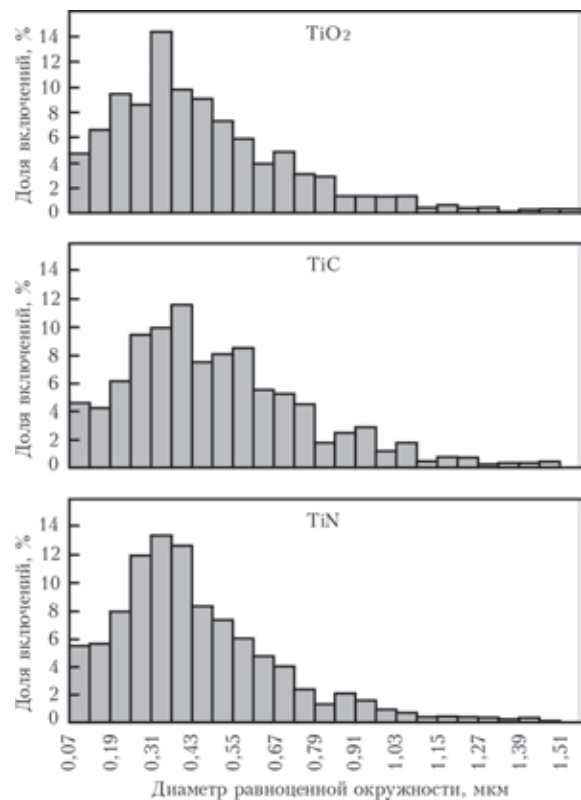


Рис. 1. Распределение неметаллических включений в металле швов по их размерам

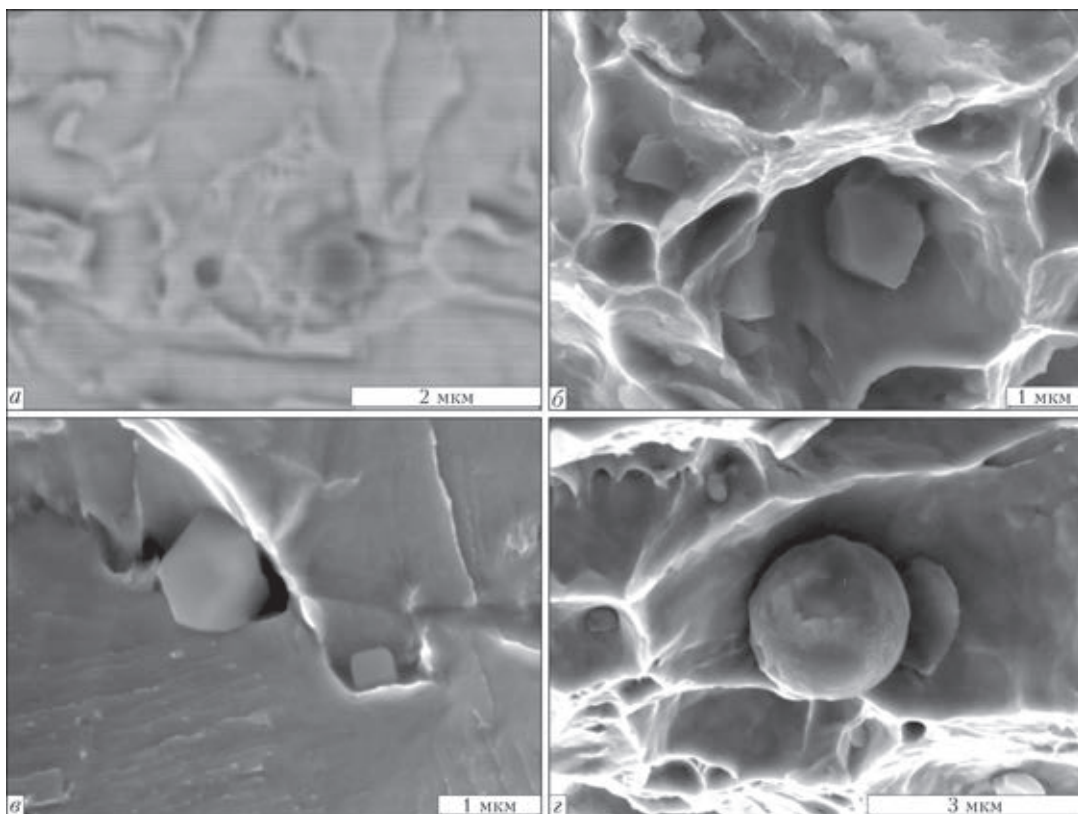


Рис. 2. Морфология неметаллических включений в металле швов: *a* — оксид алюминия; *б* — карбид титана; *в* — нитрид титана; *г* — алюмосиликат марганца

чение размеров дендритов в случае инокулирования карбида титана по сравнению с двумя другими исследованными вариантами (рис. 4).

Известно, что размер зерен первичной структуры оказывает влияние на характер процессов  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений. Вторичную структуру метал-

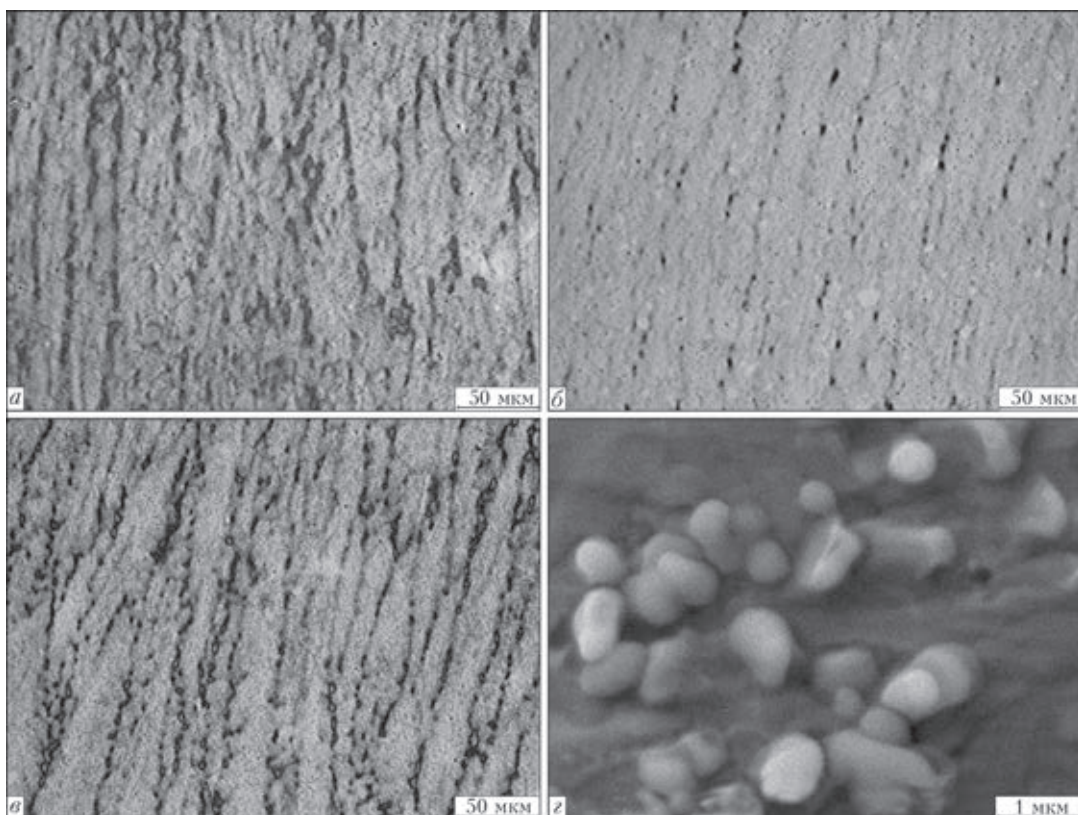


Рис. 3. Первичная структура металла швов: *a* — шов  $\text{TiO}_2$ ; *б* — шов  $\text{TiC}$ ; *в* — шов  $\text{TiN}$ ; *г* — наночастицы тугоплавких включений на межзеренной границе



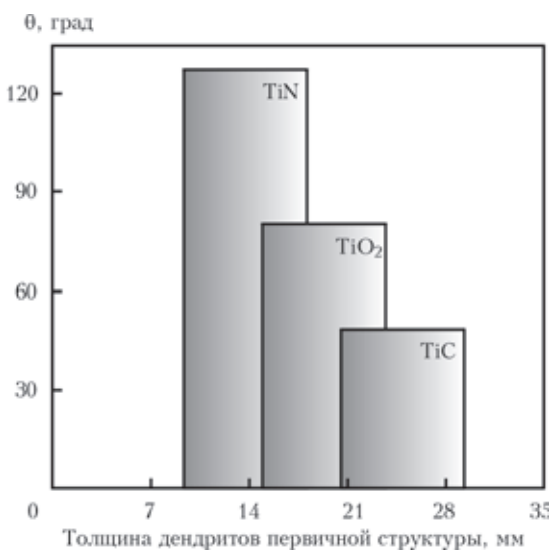
**Таблица 4. Фракционный состав неметаллических включений в металле исследованных швов**

Инокулянт	Объемная доля (%) включений с размером, мкм		
	< 0,3	0,3...0,8	> 0,8
TiO <sub>2</sub>	29,64	61,54	8,82
TiC	24,50	63,50	12,00
TiN	31,11	60,59	8,30

ла швов исследовали с использованием методов оптической и электронной металлографии. Было установлено, что микроструктура швов состоит из смеси ферритной и бейнитной структур. Образцы микроструктуры приведены на рис. 5, а результаты определения доли в ней отдельных структурных составляющих показаны в табл. 5.

Анализ состава микроструктуры металла швов, полученной после завершения процессов перекристаллизации, показал изменение доли содержания в ней ферритной и бейнитной составляющих в зависимости от размера зерен первичной структуры, что можно объяснить соревновательным характером двух основных процессов зарождения ферритной фазы в ходе  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Если в случае присутствия на фронте кристаллизации включений TiN, способных сдерживать рост кристаллизующейся  $\gamma$ -фазы, формируются дендриты размером до 100 мкм, то замена этих включений на частицы TiC вызывает увеличение размера дендритов до 150 мкм.

В первом случае центрами зарождения  $\alpha$ -фазы являются границы первичных зерен, на которых в высокотемпературной области промежуточного превращения формируется бейнитная структура. Во втором случае, при более крупных аустенитных зернах, энергетически выгодным становится зарождение новой фазы на межфазной поверхности некоторых неметаллических включений



**Рис. 4. Взаимосвязь между углом смачивания тугоплавких соединений титана жидким железом и толщиной дендритов первичной структуры металла исследованных швов**

**Таблица 5. Доля структурных составляющих в микроструктуре металла швов и результаты определения их микротвердости**

Инокулянт	Структурная составляющая	Твердость HV	Доля в микроструктуре, %
TiO <sub>2</sub>	Игольчатый феррит	254...264	60
	Полиэдрический феррит	236...254	21
	Полигональный феррит	250...254	12
	Нижний бейнит	274...297	8
TiC	Игольчатый феррит	236...264	56
	Полиэдрический феррит	213...216	42
	Полигональный феррит	224...228	2
TiN	Нижний бейнит		85
	Полигональный феррит + бейнит	300...309	9
	Полиэдрический феррит + бейнит	274...276	
		270...276	6

с металлической матрицей. В этом случае процесс бейнитного превращения сдвигается в область более низких температур, что способствует формированию ферритных структур игольчатой морфологии. Такой вывод о характере влияния титаносодержащих инокулянтов на условия формирования микроструктуры металла швов ВПНЛ сталей подтверждается результатами экспериментов, проведенных в данной работе.

Для более полного понимания характера влияния введенных в сварочную ванну инокуляторов на формирование первичной структуры металла швов необходимо детальное изучение физико-химических особенностей этих процессов. Результаты таких исследований будут изложены в следующих публикациях, посвященных данной тематике.

### Выводы

Исследовано влияние титаносодержащих инокулянтов на условия формирования структуры металла швов высокопрочных низколегированных сталей. Установлено, что введение в сварочную ванну тугоплавких соединений титана позволяет изменять размер дендритов первичной структуры. Присутствие на межфазной границе нитридов титана приводит к блокированию роста дендритов, в то время как введение в расплав карбидов титана способствует формированию более крупных дендритов. Изменение размеров первичной структуры сказывается на характере процессов  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Если в дисперсной дендритной структуре зарождение  $\alpha$ -фазы начинается на границах зерен в верхней области бейнитного превращения, то для более крупных дендритов характерным является зарождение феррита внутри первичных зерен на границах с неметаллическими включениями при температурах близких завершению бейнитного превращения. Показано, что в зависимости от состава инокулянта может

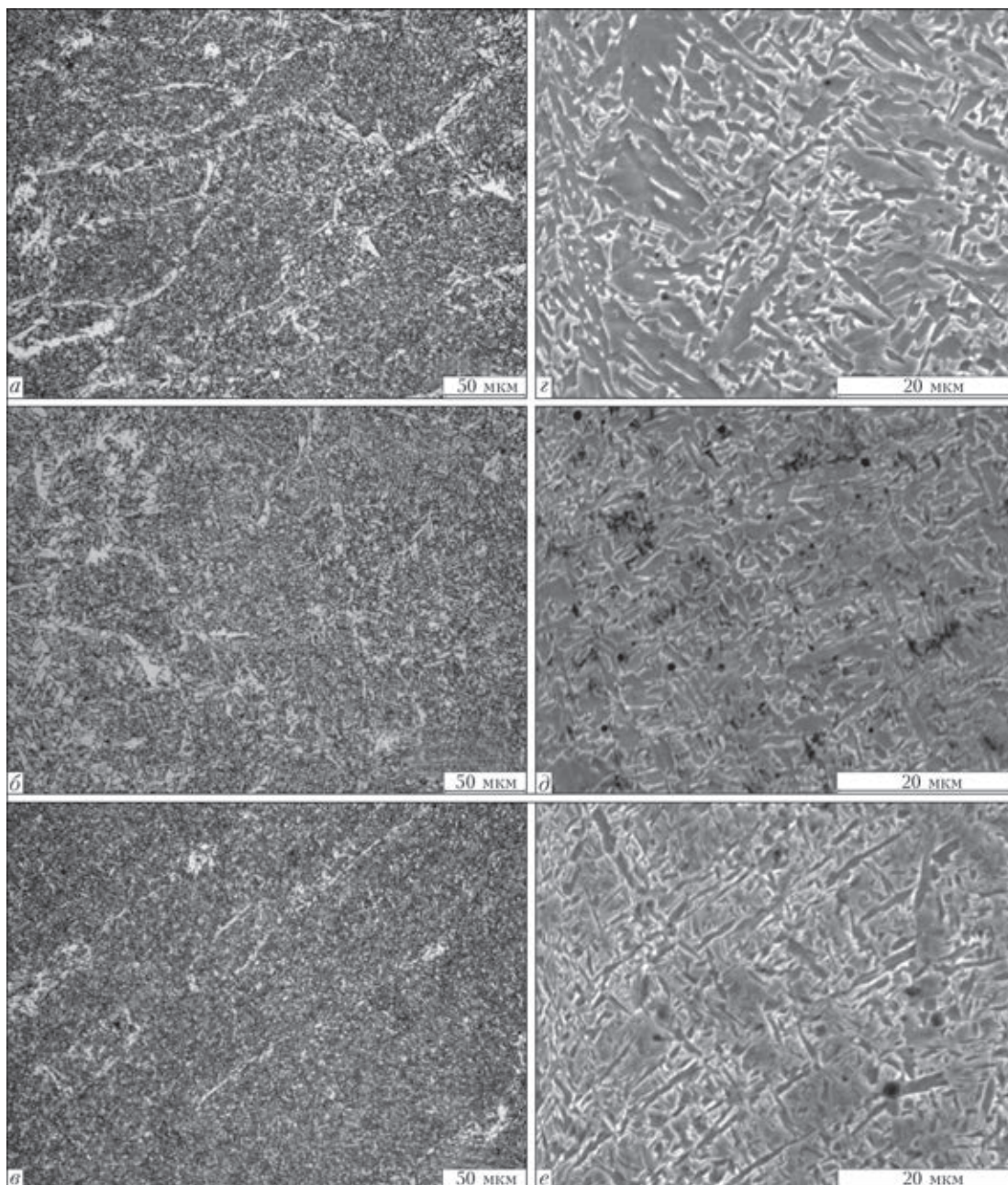


Рис. 5. Микроструктура металла исследованных швов: а, з — шов  $TiO_2$ ; б, д — шов  $TiC$ ; в, е — шов  $TiN$

быть получен металл швов с бейнитной ( $TiN$ ) или ферритной ( $TiC$ ) вторичной структурой, которые близки по показателям прочности, но отличаются по уровню пластичности и вязкости.

1. *Effect of inclusion size on the nucleation of acicular ferrite in welds* / T.-K. Lee, H. J. Kim, B.Y. Kang, S.K. Hwang // *ISIJ International*. – 2000. – **40**, № 12. – P. 1260–1268.
2. *Non-metallic inclusions and acicular ferrite in low carbon steel* / Y.J. Oh, S-Y. Lee, J.-S. Byun // *Materials Transactions, JIM*. – 2000. – **41**, № 12. – P. 1663–1669.
3. *Babu S.S. The mechanism of acicular ferrite formation in weld deposits* // *Current Opinion in Solid State and Materials Sci.* – 2004. – № 8. – P. 267–278.
4. *Zhang L., Thomas B. State of the art in the control of inclusions during steel ingot casting* // *Metallurgical and materials transactions B*. – 2006. – **37**, № 5. – P. 733–761.
5. *Influence of alloying additions on the morphology of non-metallic inclusions in high-strength steel welds* / W. Vanovsek, C. Bernhard, M. Fiedler, G. Posch // *IW Doc. II-1776-11 (II-C-421-11)* – 20 p.
6. *Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Ланно С.И. Легирующие сплавы и стали с титаном.* – М.: Металлургия, 1985. – 231 с.
7. *ISO 26304:2011. Welding consumables – Solid wire electrodes, tubular cored electrodes and electrode-flux combinations for submerged arc welding of high strength steels – Classification.*

Поступила в редакцию 23.12.2014