



УДК 621.791:669.295

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ КРЕМНИЕМ

Л. И. МАРКАШОВА, С. В. АХОНИН, доктора техн. наук, академик НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО,
М. Г. КРУГЛЕНКО, О. С. КУШНАРЕВА, И. К. ПЕТРИЧЕНКО, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучены структурно-фазовые превращения в образцах сварных соединений двух опытных жаропрочных псевдо- α - и $\alpha + \beta$ многокомпонентных титановых сплавов, легированных кремнием, полученных электронно-лучевой сваркой. Выполнены аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада различного типа структур и фазовых образований, формирующихся в околошовной зоне, в показатели прочностных характеристик, а также в распределение локальных внутренних напряжений в исследуемых зонах сварки.

Ключевые слова: жаропрочный титановый сплав, структурное состояние, фазовые образования, микродифракционные отражения, прочностные характеристики, локальные внутренние напряжения

По сравнению с алюминиевыми сплавами, сталями и жаропрочными никелевыми сплавами высокие показатели прочности, удельной прочности, а также коррозионной стойкости титановых сплавов в широком интервале температур способствуют расширению их применения в авиационной и космической технике, судостроении, химической промышленности и т. д. Использование титановых сплавов возрастает благодаря высокой надежности этого класса материалов при повышенных и даже высоких (порядка 600...650 °С) температурах, а также в высокотемпературных и агрессивных средах, что позволяет перейти к замене деталей и комплектующих из сталей и других конструкционных материалов на титановые (деталей корпусов ракетных двигателей и атомных энергоустановок, дисков и лопаток компрессоров, паровых турбин, турбинных и газотурбинных двигателей, теплообменников и т. п.). Расширяется применение жаропрочных титановых сплавов в автомобилестроении, что существенно повышает мощность автомобильных двигателей [1–3].

Однако усложнение эксплуатационных условий, связанных с повышением уровня рабочих температур и необходимостью увеличения ресурса работоспособности деталей и механизмов, требует совершенствования не только в плане состава и технологии обработки исходных материалов, но и решения проблем их свариваемости. Последнее приобретает особое значение при изготовлении длинномерных и сложной формы конструкций, а также проведении ремонтно-восстановительных работ, к каким относится, например, восстановление изношенных лопаток двигателей.

Поскольку повышение эксплуатационных свойств, уровня рабочих температур любых конструкций в первую очередь обеспечивается соответствующим легированием, а также структурным состоянием используемых металлов, сплавов и их сварных соединений, то актуальной в настоящее время становится задача проведения более обстоятельных исследований структурно-фазовых изменений в зависимости от легирования кремнием с оценкой взаимосвязи химический состав → структура → свойства титановых сплавов и их сварных соединений.

В этом плане с учетом сложности процессов и взаимовлияния легирования, фазообразования при различных технологических режимах термодеформационного воздействия (сварки, термообработки) представляется целесообразным не только выполнение соответствующих экспериментальных исследований структурно-фазовых изменений (химического состава, характера зеренной, субзеренной, дислокационной структуры и фазовых выделений, отличающихся по составу, морфологии и распределению) при определенных технологических режимах сварки, но и оценка влияния конкретных структурно-фазовых составляющих на изменение наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик сварных соединений, а именно: показателей прочности, пластичности и трещиностойкости. Это позволит определить роль структурных и фазовых составляющих не только в упрочнении металла, но и как фактор, влияющий на протекание процессов накопления локальных внутренних напряжений, значение и протяженность такого типа напряжений, а также возможность их пластической релаксации, что и является показателем трещиностойкости материала в эксплуатационных условиях.



Материалы и методики. В настоящей работе объектом исследования являются сварные соединения двух опытных жаропрочных многокомпонентных титановых сплавов, выполненные электронно-лучевой сваркой (ЭЛС). Оба сплава содержат в своем составе в качестве легирующего элемента кремний и относятся к псевдо α - (сплав 1) и $\alpha + \beta$ (сплав 2) титановым сплавам (таблица).

Базовая экспериментальная информация о структурно-фазовом состоянии металла сварного соединения была получена с помощью методов оптической, аналитической растровой микроскопии (СЭМ-515, фирмы «PHILIPS», Голландия), а также микродифракционной просвечивающей электронной микроскопии (JEM-200 CX, фирмы «JEOL», Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ. Тонкие фольги для просвечивающей микроскопии подготавливали двухступенчатым методом — предварительной электрополировкой с последующим многократным ионным утонением ионизированными потоками аргона в специально разработанной установке [4]. Последнее позволяло не только расширить поля для исследований (увеличить статистику), но и сделать «прозрачными» для электронов все структурные и фазовые составляющие анализируемого материала.

Результаты исследования. Методами оптической металлографии была исследована структура, наличие и расположение холодных трещин в сварных соединениях, выполненных ЭЛС, на двух опытных титановых сплавах в наиболее проблемной зоне сварного соединения — зоне термического влияния (ЗТВ) [5–7], а именно в околосшовном ее участке (ОШЗ), протяженность и структура которого определяется термическим циклом сварки и где предполагаются наиболее

Химический состав опытных жаропрочных сплавов

Сплав	Содержание легирующих элементов, мас. %							Коэффициент стабильности β -фазы K_{β}
	Al	Sn	Zr	Mo	V	Nb	Si	
1	5,2	3,3	4,2	0,1	0,6	0,8	0,6	0,07
2	4,3	4,4	6,0	1,6	0,7	4,3	0,4	0,33

резкие изменения структуры с учетом высоких скоростей охлаждения, характерных для ЭЛС.

Установлено, что в сварных соединениях исследуемых сплавов после сварки наблюдается образование холодных трещин, причем в сварных соединениях опытного сплава 1 частота образования такого типа трещин значительно выше (рис. 1, а, б), чем в сварных соединениях сплава 2.

С помощью металлографических исследований структуры также установлено, что в ОШЗ сварного соединения опытного сплава 1 при остывании образуются крупные равноосные полиэдрические первичные β -зерна размером до 0,50 мм (рис. 1, в). В ОШЗ сварных соединений сплава 2 первичная структура не однородна: наряду с обширными участками полиэдрических зерен размером 0,20 мм (рис. 1, г) встречаются участки мелких равноосных зерен размером 20...60 мкм в окружении крупных зерен (рис. 1, д). Образование цепочек мелких равноосных зерен наблюдали и в участках ЗТВ, удаленных от шва (рис. 1, е), они, как правило, вытянуты вдоль направления проката основного металла (перпендикулярно к оси шва). Часто расположение мелких зерен совпадает с локализацией скоплений дисперсных выделений, вероятнее всего, силицидных. Внутриверенная структура в ОШЗ сплава 1

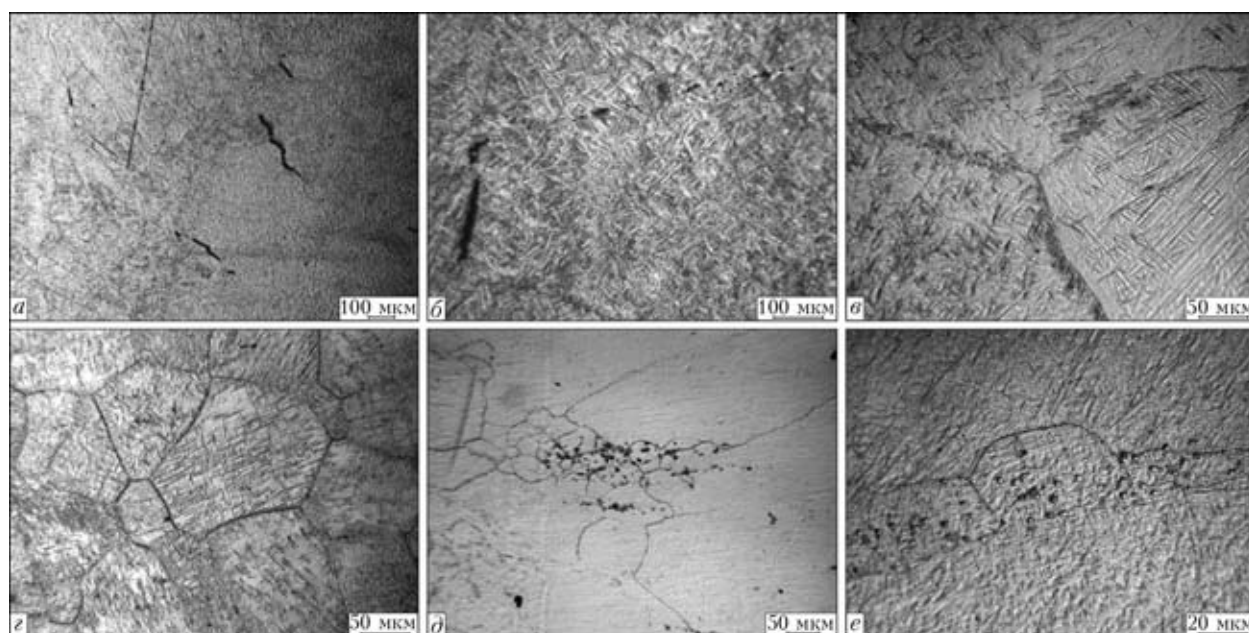


Рис. 1. Микроструктуры металла ЗТВ опытных жаропрочных сплавов после ЭЛС: а, б — сплав 1, трещины в металле ЗТВ; в — сплав 1, ОШЗ; г, д — сплав 2, ОШЗ; е — сплав 2, участок ЗТВ, удаленный от шва

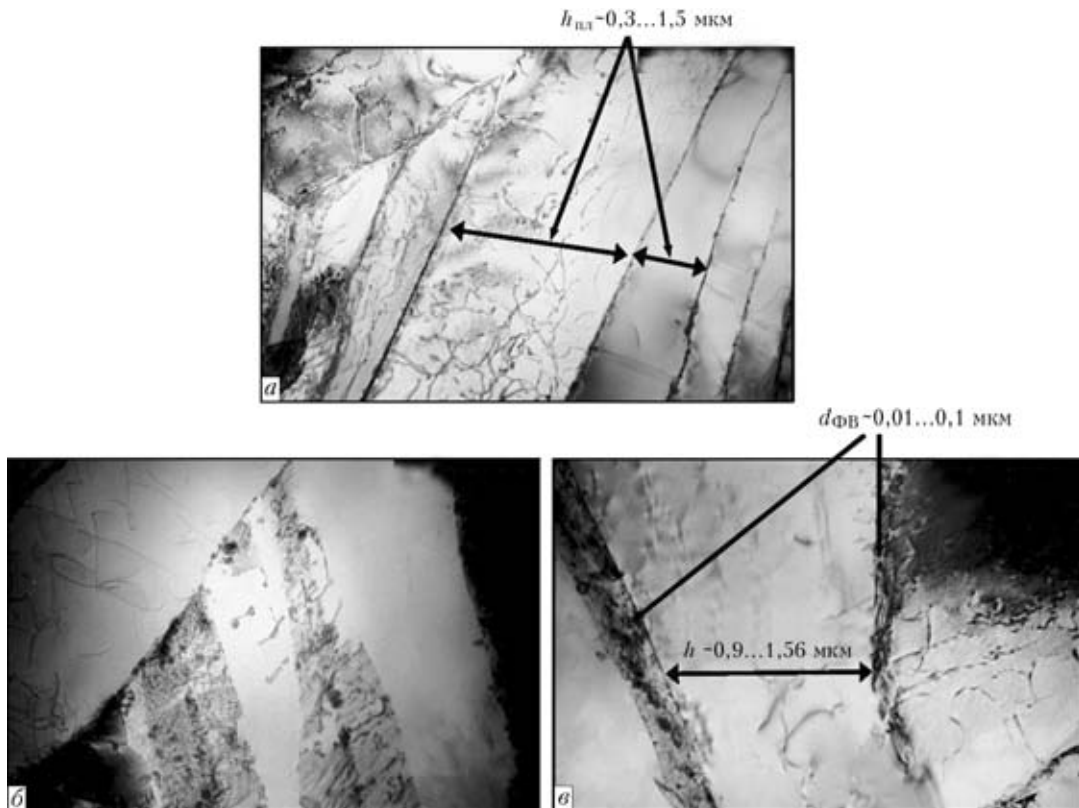


Рис. 2. Микроструктура опытного сплава 1, ОШЗ: *a* — четко ориентированная направленность пластин преимущественно α' -составляющей структуры при сравнительно невысокой плотности и равномерном распределении дислокаций (ширина пластин $h_{пл} \sim 0,3...1,5$ мкм), $\times 20000$; *б, в* — фазообразование соответственно во внутренних объемах и приграничных областях α' -пластинчатых структур, $\times 30000$

представляет собой грубоигольчатую α' -фазу, в ОШЗ сплава 2 мартенситная α' -фаза характеризуется тонкоигольчатым строением (см. рис. 1, *в, з*). Помимо мартенситной фазы, в ОШЗ обоих сплавов может присутствовать остаточная β -фаза, количество которой, исходя из химического состава, в сплаве 1 очень незначительное, а в сплаве 2 — больше чем в сплаве 1.

Для определения состава формирующихся фаз, а также их размеров, морфологии и структурных зон их локализации (внутренние объемы, либо зернограничные области) были проведены более детальные структурно-фазовые исследования ЗТВ сварных соединений титановых сплавов с использованием просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии.

Сварное соединение опытного жаропрочного сплава 1. В ОШЗ сварного соединения сплава 1, выполненного ЭЛС, структура преимущественно представлена пластинчатой α' -фазой и очень малым количеством β -пластинчатой фазы, отличающимися протяженностью $l_{пл}$ формы с поперечным сечением $h_{пл}$ долемикронных размеров (примерно от 0,3 до 1,5 мкм) (рис. 2, *a*). Причем пластинчатые структурные составляющие существенно отличаются внутренним строением. Для значительной доли такого типа структур (а это согласно микродифракционному анализу преимущественно α' -фаза) характерна минимальная

плотность дислокаций ($\rho \sim 10^9 \text{ см}^{-2}$) во внутренних объемах пластин при их равномерном распределении. Другая часть пластинчатых структур (в количественном отношении их значительно меньше) кардинально отличается и по плотности дислокаций, и по их распределению. Так, плотность дислокаций в пластинчатых структурах такого типа увеличивается примерно на порядок ($\rho \sim (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Причем распределение дефектов кристаллической решетки в некоторых отдельных случаях более или менее равномерное (рис. 2, *a, б*), а в других — формируются сложные дислокационные конфигурации в виде блоков, ячеек, а также внутрипластинчатой дисперсной ($d_c \sim 0,1$ мкм) субструктуры (рис. 3, *a*). Наиболее четко структура с ярко выраженной внутрипластинчатой субструктурой проявляется в режиме темнопольного изображения (рис. 3, *в*).

Следует отметить, что структуры с высокой плотностью дислокаций и фазовых образований соответствуют не только β -, но и частично α' -фазам.

Исследования тонких фольг позволили получить также детальную информацию о формирующихся в сварном соединении фазовых выделениях, которые отличаются размерами, морфологией, стехиометрическим составом, а также зо-

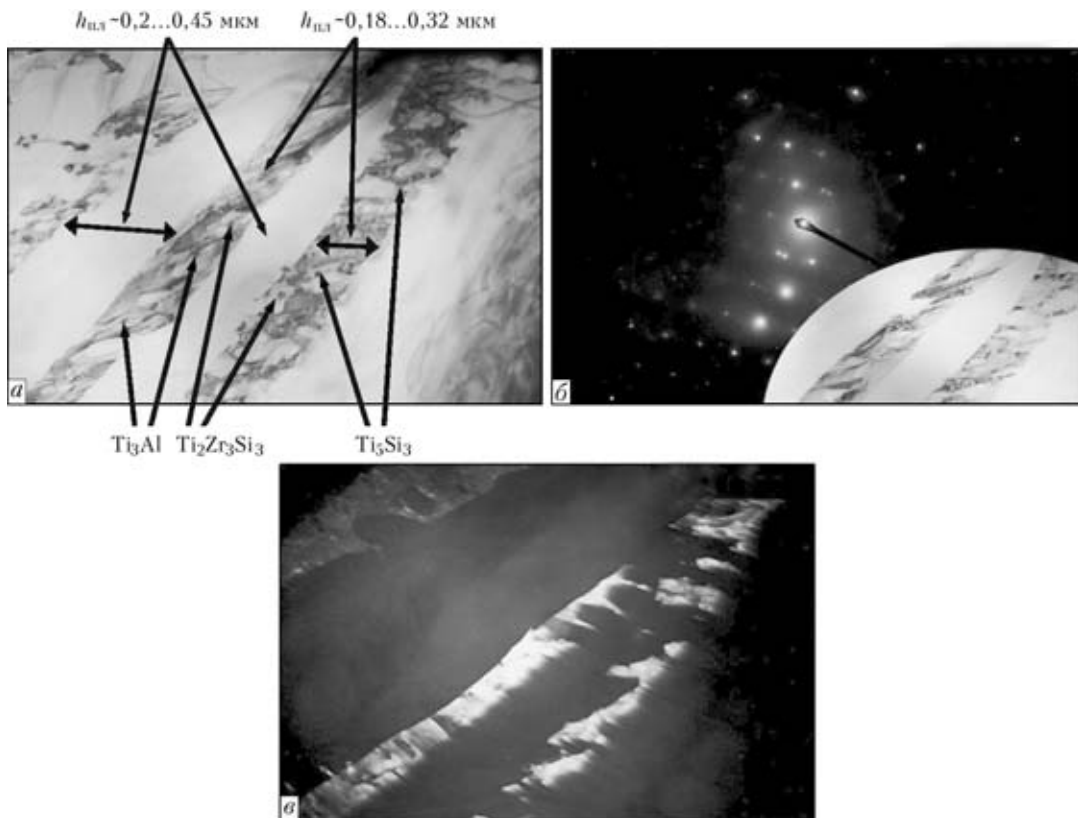


Рис. 3. Микроструктура опытного сплава 1, ОШЗ: *а* — тонкая структура пластин с субструктурой, $\times 37000$; *б* — микродифракционное отражение; *в* — темнопольное изображение конкретных (отмечены стрелками на рис. 3, *а*) фазовых образований, $\times 3000$

нами их локализации (вдоль границ пластинчатых структур, во внутренних объемах пластин — в субструктуре и т. п.).

Так, особо четко просматриваются фазовые выделения высокодисперсных размеров ($d_{ФВ} \sim 0,01 \dots 0,1$ мкм), формирующиеся в узких зернограницных прослойках и вдоль межпластинчатых границ (см. рис. 2, *в*), состав которых преимущественно соответствует стехиометрии Ti_5Si_3 (рис. 3, *б*). Дисперсные фазовые выделения формируются также во внутренних объемах α' - и β -пластин, в области которых наблюдается фрагментация внутрипластинчатой структуры и формирование субструктур (рис. 3, *а-в*). Формирующиеся в структурах такого типа фазы преимущественно наблюдаются в зонах внутрипластинчатых субструктурных границ и отличаются наиболее дисперсными размерами $d_{ФВ} \sim 0,01 \dots 0,02$ мкм. Как видно, такие фазы являются фазами, окаймляющими субструктуру. Кроме дисперсных равноосных фазовых выделений, вдоль такого типа субструктурных границ наблюдаются также выделения протяженной формы, когда $l_{ФВ} \gg h_{ФВ}$ при $l_{пл} \sim 0,7 \dots 0,8$ мкм (рис. 3, *а, б*). Стехиометрический состав дисперсных фазовых выделений, окаймляющих внутрипластинчатую субструктуру, несколько расширяется: кроме уже отмеченного состава Ti_5Si_3 , наблюдаются фазы и других составов, включающих такие элементы, как алюминий, цир-

коний, т.е. фазы Ti_3Al , $Ti_2Zr_3Si_3$ (рис. 3, *а-в*; рис. 4, *а*).

Наиболее активное развитие фазообразования характерно для пластинчатых структур сравнительно крупных (по сечению) размеров ($h_{пл} \sim 0,4 \dots 1,5$ мкм). При этом активность фазообразования в таких зонах сопровождается следующими немаловажными факторами. Во-первых, происходит укрупнение фазовых образований — размер фазовых выделений $d_{ФВ}$ достигает примерно $0,1 \dots 0,2$ мкм, что на порядок превышает размеры внутрипластинчатых субграницных фаз, наблюдаемых в пластинчатых структурах меньшего поперечного сечения (рис. 4, *а*). Во-вторых, в распределении крупных, преимущественно силицидных фаз, в объеме массивных α' -пластин не просматривается какой-либо упорядоченности: образующиеся фазы распределены хаотически и не связаны со структурными границами — ни с зерненными, ни с субзерненными. Кроме того, формирование внутриобъемных фаз в отмеченных случаях сопровождается существенным увеличением в зоне фазообразования плотности дислокаций до $(7 \dots 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, распространяющейся по всей протяженности пластин (рис. 4, *б, в*). Таким образом, отличительной особенностью структуры исследуемого металла является формирование протяженных α -пластинчатых особых структурных зон, насыщенных крупными глобулярными

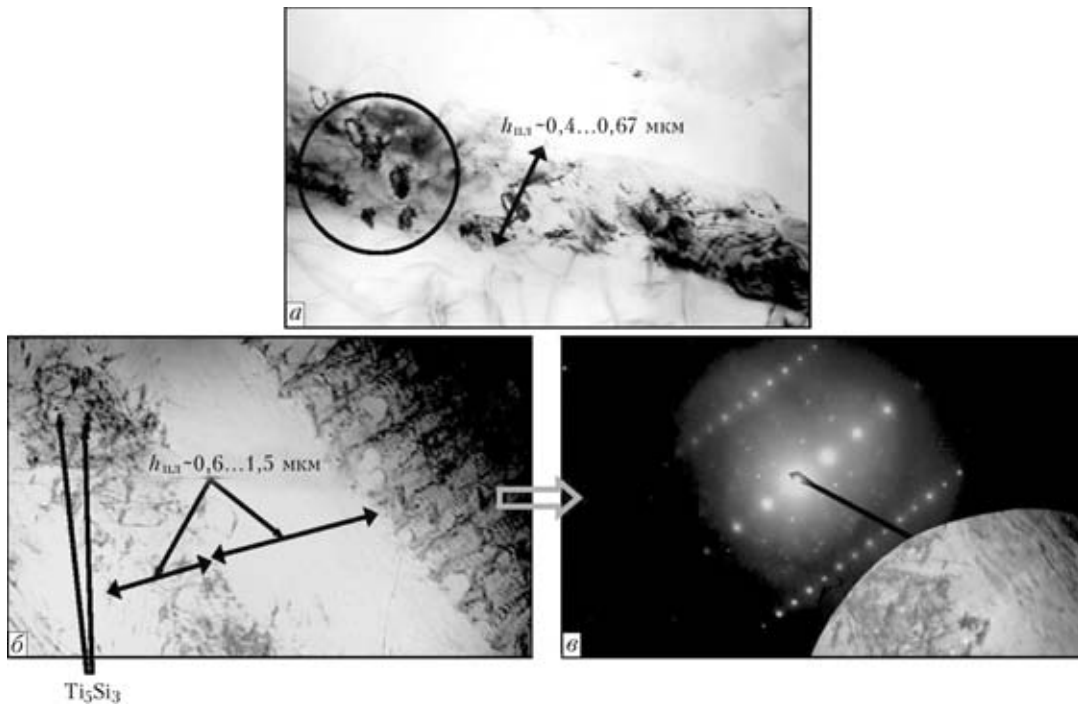


Рис. 4. Микроструктура опытного сплава 1, ОШЗ: *а* — фазообразование в β -пластинах, $\times 50000$; *б* — протяженные резкие градиенты дислокационной плотности вдоль пластинчатых структур, $\times 30000$; *в* — совмещенные микродифракционные отражения конкретных фаз в α' -пластинчатых структурах

ми фазовыми выделениями в окружении плотных дислокационных скоплений.

Как следует из результатов исследования дислокационной структуры и процессов фазообразования, в сварных соединениях опытного сплава 1 наблюдается существенное отличие в структурно-фазовом состоянии α' - и β -пластинчатых структур. Происходит параллельное формирование резко отличающихся по структурно-фазовому состоянию пластинчатых структур: практически бездислокационных и не содержащих фазовых выделений пластин наряду с пластинами, для которых характерна высокая плотность дислокаций и насыщенность внутренних объемов пластин хаотически распределенными выделениями достаточно крупного размера. Формирование резко градиентных (по фазовым выделениям и дислокационной плотности) пластин обусловлено, по-видимому, типом кристаллической решетки, соответствующей β - и α -образованиям в титановых сплавах. Так, для β -фазы, имеющей ОЦК-решетку (а это до 48 систем скольжения), существует практически неограниченная возможность зарождения, скольжения и перераспределения дислокаций, которые, как известно, являются активными каналами для транспортировки легирующих элементов и соответственно — активации процессов фазообразования. Для α -структуры, имеющей ГПУ-решетку, характерно весьма ограниченное количество систем скольжения. Преимущественно это одна — базисная (0001) плоскость и в металле с таким типом решетки деформация в основном

реализуется за счет двойникования, когда практически затруднено зарождение и дислокационное скольжение, а значит и фазообразование.

По-видимому, именно различные особенности в реализации процессов деформации (дислокационным скольжением, либо двойникованием) и как результат — различные возможности фазообразования для основных фазовых составляющих (α - и β -фаз) и являются объяснением формирования в сварном соединении опытного сплава 1 резко градиентных по плотности дислокаций и насыщенности фазовыми выделениями протяженных пластинчатых структур. А наличие градиентных структурно-фазовых образований, существенно отличающихся по количеству и дисперсности силицидных фаз, в том числе и по плотности дислокаций, по-видимому, является основанием для формирования в металле подобного типа соответствующих резко градиентных механических характеристик, а именно, градиентов по свойствам прочности ($\sigma_{0,2}$, σ_B) в смежных пластинчатых структурах.

Таким образом, установлено, что в ОШЗ сплава 1 формируются α' - и β -протяженные пластинчатые фазовые образования, резко градиентные по плотности дислокаций, а также по количеству и размеру формирующихся силицидных и интерметаллидных фазовых выделений:

α' — пластинчатые фазовые составляющие (ГПУ-решетка) отличаются минимальной внутрипластинчатой плотностью дислокаций и незна-



чительным количеством фазовых выделений в пластинах;

β — пластинчатые структуры (ОЦК-решетка) и небольшая часть α' -фазы характеризуются резким повышением общей плотности дислокаций, формированием субструктуры и весьма активным развитием процессов фазообразования (рост размеров, количества фаз) и распределением таких силицидных и интерметаллидных фаз по зонам дислокационных скоплений.

Сварное соединение опытного жаропрочного сплава 2. Структура металла в ОШЗ сварного соединения опытного сплава 2, выполненного ЭЛС, представлена так же, как и в ОШЗ сварного соединения опытного типа сплава 1, различными фазами (α' - и β -фазами), которые отличаются как по размерам и тонкой структуре фазовых образований, так и по размерам и распределению формирующихся в процессе сварки силицидных и интерметаллидных выделений.

Так, размеры пластин мартенситной α' -фазы в поперечном сечении $h_{пл}$ значительно (примерно в 2...3 раза) уменьшаются по сравнению с размерами пластинчатых структур соответствующей зоны сварного соединения опытного сплава 1 и составляют 0,2...0,5 мкм (рис. 5, а). Кроме того, не наблюдается резких изменений по толщине пластин. При этом, и это особо следует подчер-

кнуть, структура α' - и β -фаз характеризуется игольчатой и высокодисперсной внутрипластинчатой субструктурой. Наблюдается равномерное распределение плотности дислокаций, которая составляет $\rho \sim (8...9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Что касается фазовых выделений, то структурные исследования и параллельный анализ микродифракционных отражений (рис. 5, б, г; рис. 6, б, г) свидетельствуют о формировании, как правило, высокодисперсных ($0,01...0,02 \times 0,02...0,06$ мкм) и сравнительно более равномерно распределенных силицидных и интерметаллидных фаз в ОШЗ сварного соединения сплава 2 по сравнению со сварным соединением сплава 1. Причем формирующиеся фазы преимущественно распределяются во внутренних объемах пластинчатых структур, прежде всего вдоль субструктурных границ, т. е. являются фазовыми выделениями, окаймляющими внутрипластинчатые субструктурные элементы (рис. 5, б). Такой характер распределения дисперсных фазовых выделений должен способствовать не только фиксации сформированной внутрипластинчатой субструктуры, но и закрепляет зафиксированную таким образом структуру вплоть до температуры растворения зерногранично распределенных фаз. Причем такого типа структурное состояние (дисперсные фрагменты с зерногранично закрепляющими фа-

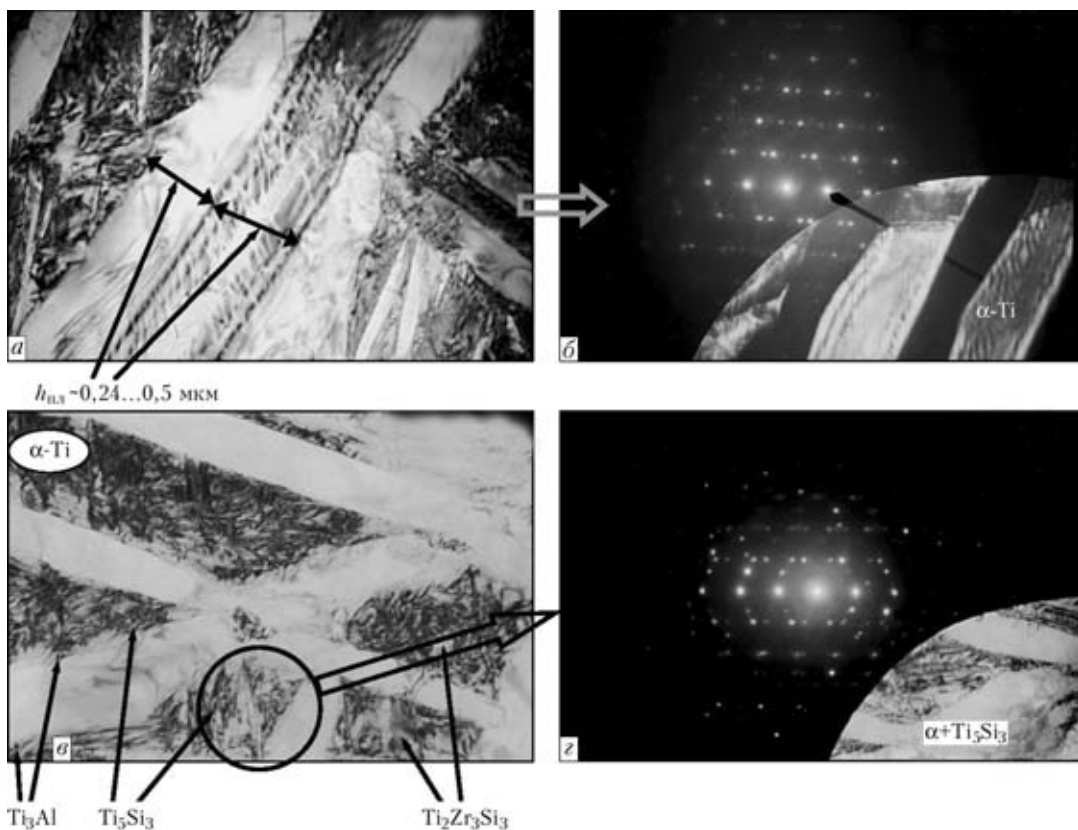


Рис. 5. Микроструктура опытного сплава 2, ОШЗ: а, в — тонкая структура пластинчатых фаз мартенситного типа (а — $\times 50000$, в — $\times 37000$); б, г — микродифракционные отражения фазовых выделений, зафиксированных на совмещенных структурно-фазовых изображениях

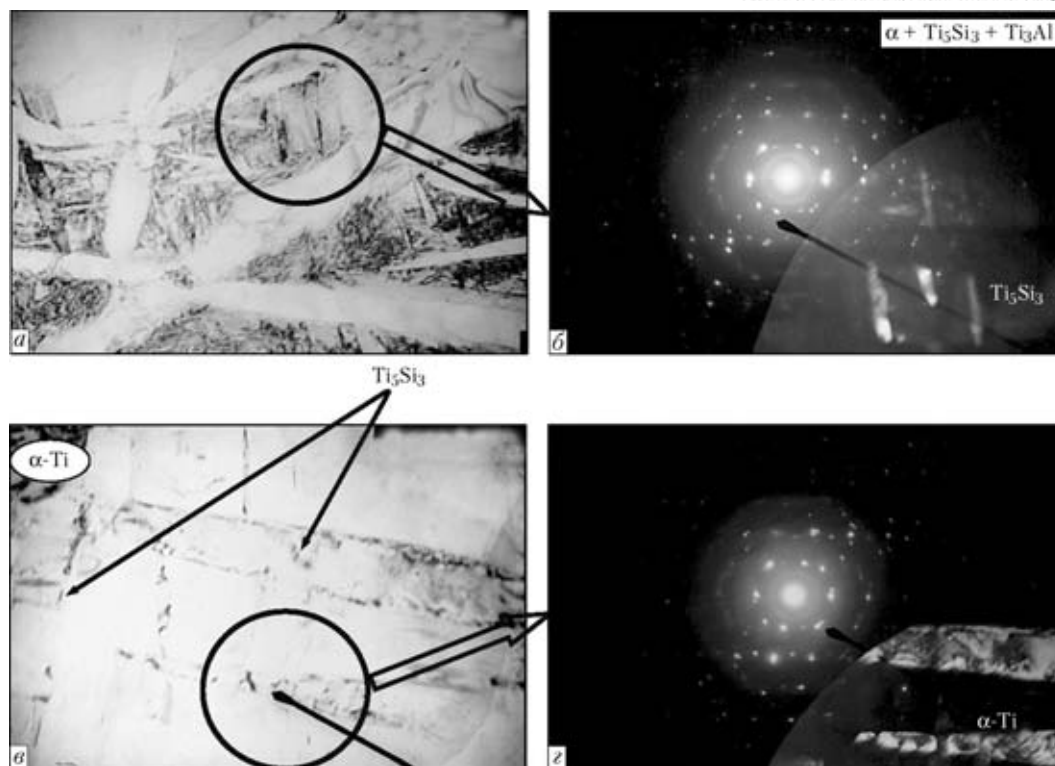


Рис. 6. Микроструктура опытного сплава 2, ОШЗ: *а, в* — распределение фазовых выделений, отличающихся по морфологии и размерами, $\times 50000$; *б, г* — микродифракционные отражения с конкретных зон фазовых выделений

зами) более или менее равномерно распределено по всему объему металла ОШЗ.

Анализ микродифракционных отражений анализируемых структур свидетельствует о разнообразии стехиометрического состава фазовых выделений, формирующихся в ОШЗ соединений сплава 2. Это преимущественно фазы типа Ti_5Si_3 , $Ti_2Zr_3Si_3$ и Ti_3Al (рис. 5, *г*; рис. 6, *б*). Как видно, составы выделившихся силицидов и интерметаллидов практически не отличаются от обнаруженных в ОШЗ сварного соединения сплава 1. Однако морфология такого типа фаз, их размеры и распределение отличаются существенным образом. В сварном соединении сплава 2 силициды и интерметаллиды более дисперсны, имеют стержневую и реже глобулярную форму (см. рис. 6, *б* — темнопольное изображение), распределены более равномерно по объему металла, что, по-видимому, обусловлено структурным состоянием металла ОШЗ сварного соединения сплава, а именно, сравнительно равномерной и более дисперсной структурой α' -мартенсита. Однако, несмотря на более благоприятное изменение структурно-фазового состояния металла ОШЗ сплава 2, включающее диспергирование и равномерность структуры, формирование дисперсных выделений по структурным границам, отсутствие резко градиентного по структурно-фазовому состоянию пластинчатого строения, наличие явной протяженности пластинчатых структур будет способствовать, хотя и в меньшей степени (по сравнению с состоянием ОШЗ сплава 1), снижению показате-

телей пластичности и соответственно повышению склонности к трещинообразованию сварного соединения.

Таким образом, для ОШЗ сварного соединения опытного сплава 2 характерно формирование протяженных пластинчатого типа фаз (α' -мартенсит и β -фаза), имеющих, как и в сплаве 1, пластинчатую морфологию, но отличающихся, значительно (примерно в 2...3 раза) размерами — шириной пластинчатых структур, более дисперсной игольчатой α' -мартенситной структурой и внутрипластинчатой субструктурой, а также более равномерным распределением дислокаций по всему объему металла ОШЗ.

Наблюдаются отличия и в процессе формирования силицидных интерметаллидных фаз: при аналогичности (как и в случае сплава 1) стехиометрического состава размеры фаз более мелкодисперсные, а их распределение равномерное по всему объему с локализацией преимущественно по границам субструктуры.

Дополнительно проведенные фрактографические исследования изломов сварных соединений опытных сплавов 1 и 2, выполненных ЭЛС, показали, что для зоны разрушения (излома) сварных соединений опытного сплава 1 характерны области протяженного транскристаллитного хрупкого скола в направлении пластинчатых структур (рис. 7, *а*). В противоположность этому для изломов сварных соединений опытного сплава 2 более характерно однородное квазихрупкое разрушение внутризеренного типа (рис. 7, *б*) с дис-

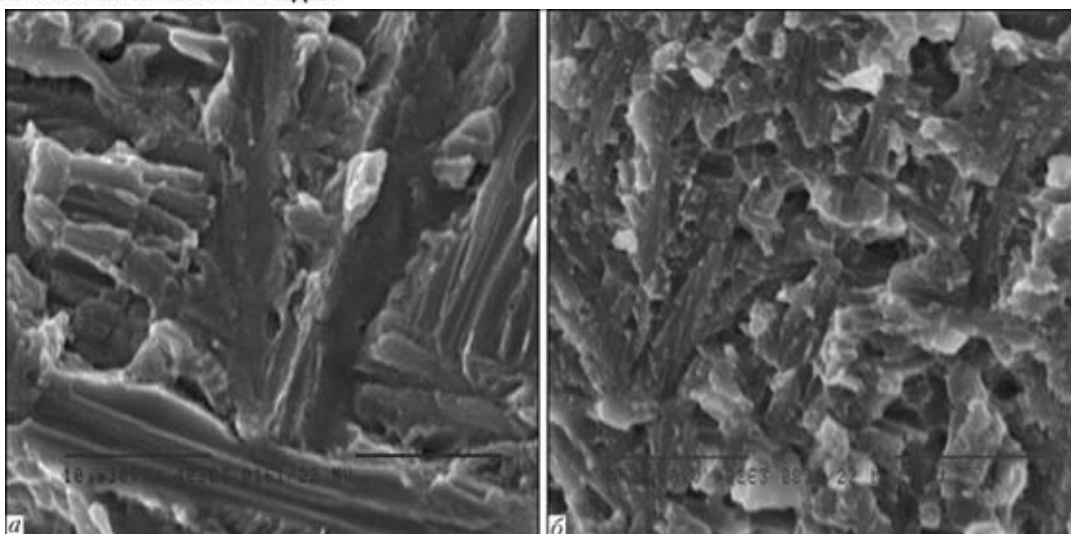


Рис. 7. Микроструктуры поверхности разрушения титановых сплавов ($\times 4020$): *а* — хрупкий скол в пластинчатых структурах с внутриобъемными фазовыми выделениями (сварное соединение опытного сплава 1); *б* — квазихрупкое разрушение в мартенситной составляющей (сварное соединение опытного сплава 2)

перными фрагментами ($d_{\text{фр}} \sim 2...5$ мкм), соответствующими по размерам субструктурным составляющим в α' -мартенсите.

Существенное влияние на качество сварного соединения оказывает распределение и локализация внутренних напряжений в металле ЗТВ исследуемых сплавов. Такого типа напряжения, связанные с неравномерностью нагрева и структурно-фазовыми превращениями, приводят к резкому снижению пластичности, а в ряде случаев и к возникновению холодных трещин, что и наблюдается в условиях ЭЛС опытных жаропрочных сплавов. Поэтому анализ роли различных структурных факторов, провоцирующих, либо блокирующих формирование внутренних напряжений также представляет немаловажный практический интерес.

Выполненный комплекс экспериментальных исследований позволил провести аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада различных структурно-фазовых факторов и параметров, формирующихся в исследуемых, во-первых, в изменение прочностных характеристик $\sigma_{0,2}$ и, во-вторых, выявить структурные факторы, определяющие характер и распределение внутренних напряжений $\tau_{\text{вн}}$, которые являются потенциальными источниками зарождения и распространения трещин в исследуемых структурных микрообластях [8–12].

Аналитические оценки прочности $\sigma_{0,2}$ выполняли, согласно уравнению Арчарда, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [13–20]:

$$\Sigma \Delta \sigma_{0,2} = \Delta \sigma_0 + \Delta \sigma_{\text{т.р}} + \Delta \sigma_3 + \Delta \sigma_c + \Delta \sigma_d + \Delta \sigma_{\text{д.у}}$$

где $\Delta \sigma_0$ — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжения тре-

ния решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta \sigma_{\text{т.р}}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение); $\Delta \sigma_3$, $\Delta \sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна (зависимости Холла–Петча, зернограничное и субструктурное упрочнение); $\Delta \sigma_d$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием; $\Delta \sigma_{\text{д.у}}$ — упрочнения за счет дисперсных частиц по Оровану (дисперсионное упрочнение).

В результате показано, что для металла ЗТВ сварных соединений опытного сплава 1 наблюдается резко градиентное (примерно в 1,8 раза) изменение предела текучести ($\Delta \sigma_{0,2} \sim 570...1010$ МПа), зависящее от структурно-фазового состояния пластинчатых структур. Резкое повышение $\Delta \sigma_{0,2}$, характерное для пластинчатых структур с высокой плотностью дислокаций ($\rho \sim (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и наиболее насыщенных фазовыми выделениями, приводит к возрастанию дислокационного ($\Delta \sigma_d \sim 250$ МПа) и дисперсионного ($\Delta \sigma_{\text{д.у}} \sim 375...500$ МПа) упрочнений (рис. 8, *а, в*).

В ОШЗ сплава 2 имеет место высокий уровень и более равномерное распределение прочностных характеристик ($\Delta \sigma_{0,2} \sim 910...1040$ МПа) в формирующихся мартенситных фазах пластинчатого типа (рис. 8, *б, в*), что связано с их более мелкодисперсной структурой. При этом некоторое повышение упрочнения обусловлено диспергированием субструктуры ($\Delta \sigma_c \sim 530$ МПа), а сравнительно равномерное повышение общей дислокационной плотности по объему металла приводит к упрочнению порядка $\Delta \sigma_d \sim 360$ МПа (рис. 8, *б*).

Кроме того, при исследовании дислокационной структуры были определены внутренние нап-

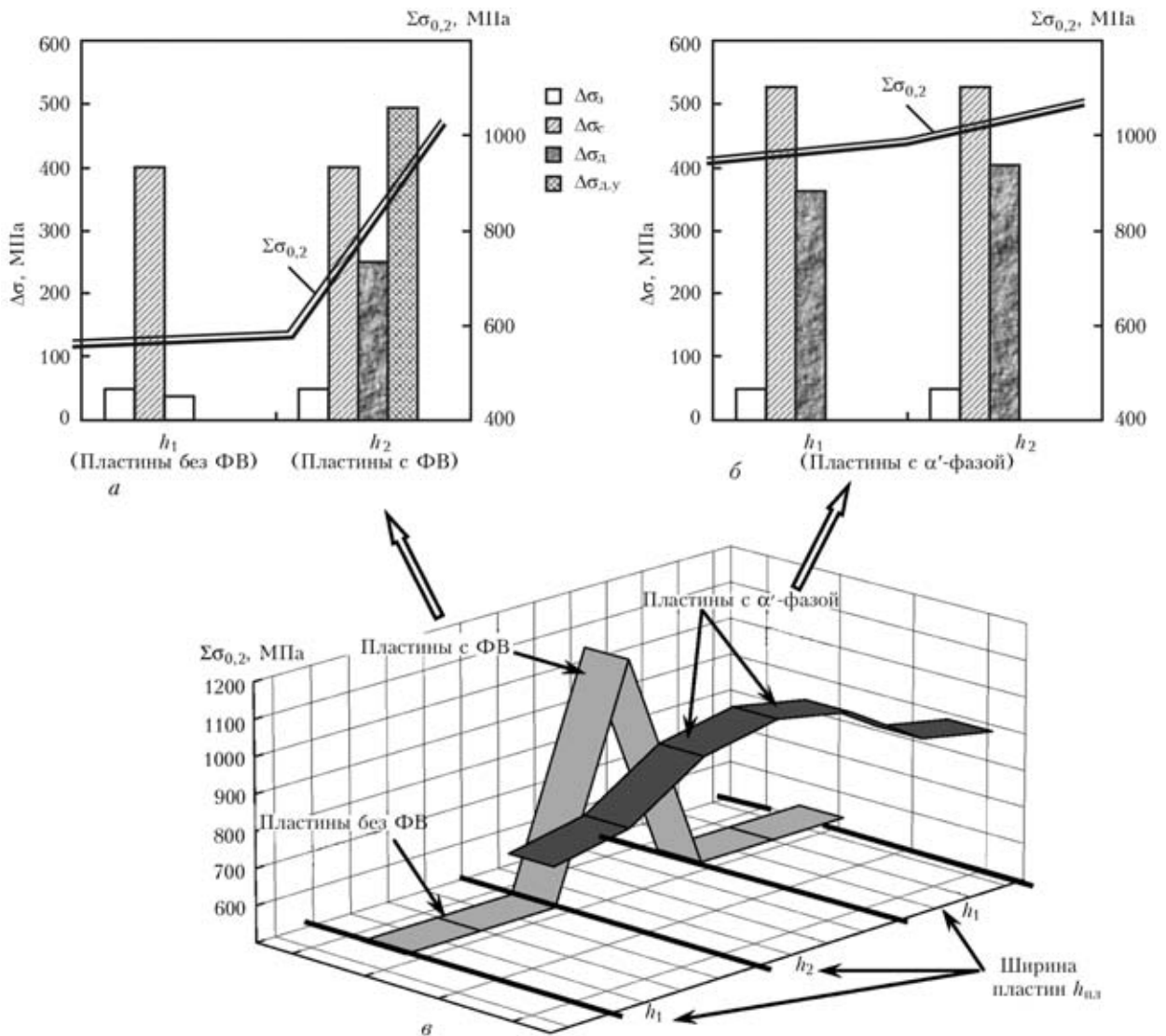


Рис. 8. Вклад различных составляющих структурного упрочнения (зеренного, субзеренного, дислокационного, дисперсионного): а — сплав 1; б — сплав 2; в — расчетное значение предела текучести $\Sigma\sigma_{0,2}$

ряжения $\tau_{вн}$ в ЗТВ исследуемых соединений [21, 22]

$$\tau_{вн} = Gbhp / [\pi(1 - \nu)],$$

где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргера; h — толщина фольги, равная $2 \cdot 10^{-5}$ см; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

В результате проведенных исследований показано (рис. 9, а), что для металла ЗТВ сплава 1 наблюдается резко градиентное (примерно в 10 раз), направленное вдоль пластин, распределение внутренних напряжений (от 10...100 до 750...860 МПа), что связано с изменением плотности дислокаций в пластинах различного типа — с низкой ($\rho \sim 10^9 \dots 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и высокой ($\rho \sim (7 \dots 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Однако наблюдаются области и с более высокой локальной плотностью дислокаций ($\rho \sim 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), где локальные внутренние напряжения $\tau_{вн/л}$ достигают порядка 2000 МПа.

Для ЗТВ сплава 2 характерно сравнительно равномерное распределение внутренних напряжений ($\tau_{вн} \sim 860 \dots 970$ МПа), что соответствует равномерной плотности дислокаций ($\rho \sim (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) по внутрипластинчатым структурам (рис. 9, б).

Однако и в сварных соединениях сплава 1, и в сварных соединениях сплава 2 (хотя и в меньшей степени) сохраняется четкая зависимость направленности распределения внутренних напряжений и пластинчатых структур, что может быть причиной формирования и распространения трещин.

Выводы

1. В ходе комплексных исследований сварных соединений опытных титановых сплавов на различных структурных уровнях (зеренном, субзеренном, дислокационном) установлено, что для ОШЗ соединений сплавов 1 и 2 характерно формирование сходных по морфологии протяженных

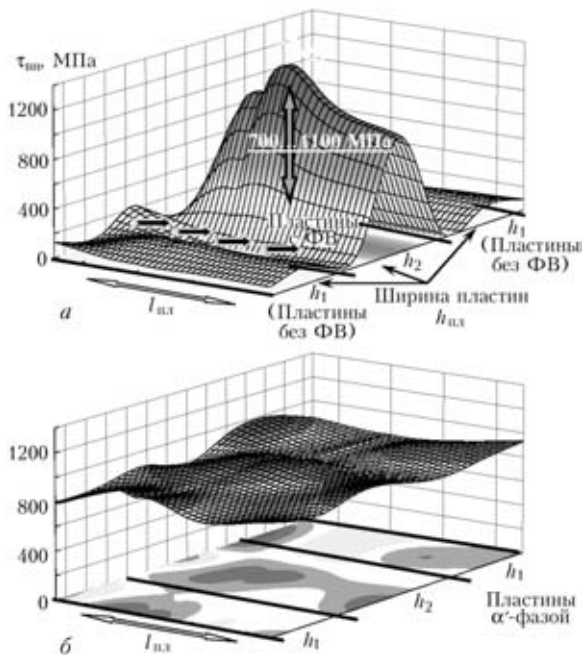


Рис. 9. Уровень локальных внутренних напряжений, формирующихся в пластинчатых структурах ОШЗ сварных соединений: *a* — пластинчатые структуры, градиентные по распределению плотности дислокаций и внутриобъемные фазовые выделения (ФВ) (опытный сплав 1); *б, в* — мартенситные пластинчатые структуры (опытный сплав 2)

структур пластинчатого типа α' - и β -фазовых составляющих, однако существенно отличающихся плотностью и распределением дислокаций, а также интенсивностью процессов формирования фазовых выделений силицидного и интерметаллидного типа.

2. В ОШЗ сварного соединения псевдо- α -сплава 1 наиболее активно фазообразование силицидов осуществляется в немногочисленных зернах β -фазы и в небольшой части α' -пластин, для которых характерна высокая плотность дислокаций и образование субструктуры. В то время как большая часть α' -пластин характеризуются невысокой плотностью дислокаций, равномерным их распределением и отсутствием силицидов и интерметаллидов в их объеме. Фазовые выделения наблюдаются также в зернограничных прослойках и вдоль границ между пластинами.

3. Присутствие в ОШЗ сплава 1 структурно-фазовых образований, существенно отличающихся по количеству и дисперсности силицидных фаз и по плотности дислокаций, является основанием для формирования резко градиентных прочностных характеристик, а также внутренних напряжений в смежных пластинчатых структурах.

4. Для ОШЗ сварных соединений ($\alpha + \beta$)-титанового сплава мартенситного типа характерно формирование более мелкодисперсных силицидных и интерметаллидных фазовых выделений в α' - и β -фазе, которые преимущественно равномерно распределены в объеме металла ОШЗ, а

именно — вдоль субграниц и границ мелкодисперсной мартенситной α' -фазы.

5. Аналитическими оценками дифференцированного вклада различных структурно-фазовых факторов и параметров, формирующихся в сварных соединениях исследуемых сплавов, в изменение прочностных характеристик ($\sigma_{0,2}$), показано, что в ОШЗ сварных соединений сплава 1 происходит значительное изменение предела текучести $\sigma_{0,2}$ в смежных пластинчатых структурах — от 570 МПа для пластинчатой α' -фазы с низкой плотностью дислокаций до 1010 МПа для пластин с высокой плотностью дислокаций и выделениями силицидов. В ОШЗ сплава 2 имеет место более высокий уровень и более равномерное распределение прочностных характеристик ($\sigma_{0,2}$ изменяется от 910 до 1040 МПа по всему объему металла ОШЗ).

6. Оценки изменений внутренних напряжений $\tau_{вн}$ в ОШЗ сварных соединений исследуемых сплавов, выполненные на базе исследований дислокационных структур, показали, что для ОШЗ сварного соединения сплава 1 распределение внутренних напряжений крайне неоднородно и направлено вдоль пластинчатых структур ($\tau_{вн}$ изменяется от 10...100 до 750...860 МПа в пластинах с низкой и высокой плотностью дислокаций). В ОШЗ сварного соединения сплава 2 внутренние напряжения распределены более равномерно, однако, привязка направленности распределения локальных внутренних напряжений и пластинчатых структур может быть причиной направленного распространения трещин.

7. Для устранения градиента по прочности и внутренним напряжениям необходимо добиваться формирования однородной равномерной диспергированной структуры.

1. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. — М.: ВИЛС — МАТИ, 2009. — 520 с.
2. Солонин О. П., Глазунов С. Г. Жаропрочные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1976. — 445 с.
3. Титановые сплавы в машиностроении / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева и др. — М.: Машиностроение, 1977. — 246 с.
4. Методика утонения образцов разнородных сварных соединений для электронномикроскопических исследований / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 60.
5. Грабин В. Ф. Основы металловедения и термической обработки сварных соединений из титановых сплавов. — Киев: Наук. думка, 1975. — 262 с.
6. Сварные соединения титановых сплавов / В. Н. Моисеев, Ф. Р. Куликов, Ю. Г. Кириллов и др. — М.: Металлургия, 1979. — 248 с.
7. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / С. М. Гуревич, В. Н. Замков, В. Е. Блашук и др. — Киев: Наук. думка, 1986. — 240 с.
8. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17X2M / Л. И. Маркашова, Г. М. Григорьев.



- ренко, В. Д. Позняков и др. // Автомат. сварка. — 2009. — № 7. — С. 21–29.
9. *Критерий* оценки механических свойств соединений разнородных материалов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах (16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым, Украина). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2002. — С. 107–113.
 10. *Структурный* подход к оценке механических свойств в ЗТВ соединений сталей и сплавов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах (13–17 сент. 2004 г., пос. Кацивели, Крым, Украина). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2004. — С. 174–179.
 11. *Структурные* факторы, определяющие свойства прочности, пластичности и разрушения сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах (27–30 мая 2008 г., пос. Кацивели, Крым, Украина). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2009. — С. 87–94.
 12. *Структурный* критерий оценки прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Зб. праць IV Міжнар. конф. «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій», черв. 2009 р., Львів. — Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2009. — С. 447–451.
 13. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
 14. Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
 15. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
 16. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
 17. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. — С. 11–40.
 18. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — 173. — P. 25–28.
 19. Orowan E. Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
 20. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — 23. — P. 117–177.
 21. Дислокационно-дисклинационные субструктуры и упрочнения / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова, Э. В. Козлов // Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций. — Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. — С. 116–126.
 22. Conrad H. Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel // Acta Metallurgica. — 1963. — 11. — P. 75–77.

Studied are the structural-phase transformations in samples of EB welded joints of two test high-temperature pseudo α - and $\alpha + \beta$ -multicomponent titanium alloys alloyed with silicon. Analytical assessments were performed of the specific (differential) contribution of various types of structures and phases formed in the near-weld zone, to strength values, as well as to variation of the magnitude and distribution of local internal stresses in the studied welding zones.

Поступила в редакцию 06.07.2012

НОВАЯ КНИГА

A. Nedoseka. Fundamentals of evaluation and diagnostics of welded structures / Cambridge International Sci. Publ. Ltd., 2012.— 642 p.

Книга представляет собой авторизованный перевод на английский язык монографии: А. Я. Недосека Основы расчета и диагностики сварных конструкций (Киев: Издательство «ИНДПРОМ», 2008. — 816 с.). В ней изложены основные проблемы, связанные с обеспечением безопасности эксплуатации конструкций и сооружений, возникающие при расчете их прочности, при испытаниях и в процессе эксплуатации. Большое внимание уделено теории, методам и средствам диагностики и оценки состояния материала конструкций, его остаточному ресурсу.

Изложены основные вопросы теории прогнозирования и принятия решений при оценке состояния конструкций. Освещены современные методы расчета и измерения температурных полей, напряжений и деформаций, показаны способы борьбы с вредными последствиями сварочных напряжений и деформаций, рассмотрены основы классической и квантовой механики разрушения. Предназначена для студентов, аспирантов и преподавателей машиностроительных специальностей вузов, а также для инженеров предприятий и организаций, занимающихся контролем и диагностикой конструкций.

