

УДК 621.791.02

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ СПЛАВА ОТ4-1, ПОЛУЧЕННОГО ХОЛОДНОЙ ТУГОЙ ПОСАДКОЙ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Бахматов П.В., к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Машиностроение
и металлургия» (mim@knastu.ru)

Муравьев В.И., д.т.н., профессор кафедры «Машиностроение
и металлургия» (vmuravyev@mail.ru)

Фролов А.В., к.т.н., доцент кафедры «Промышленная электроника» (afrolov_kms@mail.ru)

Пицык В.С., аспирант кафедры «Машиностроение
и металлургия» (BiktorSergeevich@yandex.ru)

Комсомольский-на-Амуре государственный университет «КнАГУ»
(681013, Россия, Хабаровский край, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27)

Аннотация. Исследованы закономерности влияния максимальной величины деформационно-напряженного состояния, полученного в условиях холодной тугой посадки заготовок системы вал – отверстие при образовании твердофазного диффузионного соединения (ТДС) и последующем температурном воздействии в автономном вакууме, на эволюцию структурных изменений и свойства приконтактной области (ПО) неразъемного соединения сплава ОТ4-1. Показано, что в процессе холодной пластической деформации сплава при образовании ТДС в микроструктуре ПО наблюдается деформационный рельеф (следы скольжения по границам зерен), уменьшение площади контактных поверхностей и объемное взаимодействие как в плоскости контакта (искривление зерен), так и в объеме зоны контакта (очаги выхода дислокаций). Основные показатели, а именно, удельный параметр организации структуры, плотность зерен, средняя плотность границ зерен и развитость границ зерен интерфейса структурного состояния в 10, 4, 1,8 и 1,5 раза соответственно превышают таковые основного металла в исходном состоянии. Температурные воздействия в условиях автономного вакуума в интервале фазовых превращений $\alpha \rightarrow \beta$ приводят к стадийности структурных изменений как в основном металле, так и в ПО ТДС. В первоначальный момент в микроструктуре появляется глобулярная составляющая, переходящая вновь в игольчатую структуру исходного состояния (с некоторым ростом микротвердости) при увеличении времени выдержки, а также при повышении температуры. Впервые установлено явление появления стадии образования глобулярной структуры при нагреве пластически деформированного металла не только в температурно-временных условиях фазового превращения, а и при повышенных температурах, причем чем выше температура нагрева, тем меньше время существования этой стадии. Кроме того, при меньших степенях пластической деформации стадия глобуляризации структуры наблюдается при температурах, близких к температуре полиморфных превращений T_m , и меньших выдержках. Для основного металла (степень деформации незначительная) глобулярная структура исчезает практически полностью после нагрева в течение 10 мин при 950 °С. Для деформационно-напряженного состояния холодно-деформированной ПО ТДС глобулярная структура исчезает при нагреве в течение 1 ч при 950 °С, 40 мин – при 975 °С, 20 мин – при 1000 °С. При этих температурах практически полностью завершается процесс «залечивания» несплошностей, то есть исчезает линия соединения, образуется по микроструктуре сплошной металл ПО, не отличающийся от основного металла, с незначительным увеличением микроструктуры. Количественная оценка структурных изменений по основным параметрам интерфейса структурного состояния позволяет выявить механизм, кинетику и структурную зависимость от степени пластической деформации и режимов термической обработки, обеспечивающих «залечивание» несплошностей, исчезновение границ раздела и свойства ТДС не хуже свойств основного металла.

Ключевые слова: структура, твердофазное соединение, тугая посадка, термическая обработка, интерфейс структурного состояния.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-12-963-973

ВВЕДЕНИЕ

Одним из перспективных методов получения неразъемных соединений (НС), особенно трубопроводных систем (ТС), в машиностроении (в авиа-, судостроении, автомобилестроении и т.д.) является метод твердофазной диффузионной сварки [1].

Наличие переходных и разнородных зон в приконтактной области (ПО) НС характерно для наиболее распространенных методов при изготовлении ТС летательных аппаратов: аргонодуговой сварки плавлением

АрДЭС и пайки токами высокой частоты. Это связано с отличием состава, структуры и свойств сварного шва от свойств соединяемых металлов. Кроме того, указанные методы имеют ряд ограничений металлургического и технологического характера [1 – 5].

Применение традиционных методов диффузионной сварки [1, 6 – 10] позволяет исключить образование переходных и разнородных областей ПО НС, но необходимость проведения процесса сварки в вакууме существенно ограничивает номенклатуру и габаритные размеры изготавливаемых деталей и значительно уве-

личивает их стоимость (табл. 1). Получение биметаллических соединений [11, 12] при использовании традиционной схемы диффузионной сварки, основанной на одновременном наложении тепловых и деформационных полей на соединяемые элементы в условиях вакуума, и получение стыковых соединений неприемлемо для сварки в монтажных условиях. Применение переходных прослоек при использовании традиционной схемы диффузионной сварки [1, 13 – 16] создает в приконтактном материале НС гетерогенную область со структурой, составом и свойствами, отличными от характеристик основного металла (ОМ), что, как показывает опыт эксплуатации летательных аппаратов, является основной причиной потери прочности НС.

Развитие физического контакта при низкоинтенсивной диффузионной сварке, влияние технологических факторов и микроструктуры образцов на качество НС являются общеизвестными фактами. Наиболее возможным является установление количественных зависимостей между этими параметрами, а также зависимости между исходной структурой металла и качеством получаемых НС. Так, в работах [17 – 20] показано, что при использовании образцов с равноосной мелкозернистой структурой глобулярного типа при оптимальных режимах возможно получение НС с прочностью, равной или более высокой, чем у основного металла.

Заслуживает внимания разработка новых технологических приемов получения НС в твердом состоя-

нии титановых сплавов [21 – 23], предусматривающих получение НС на заготовках системы вал–отверстие из холоднопрессованной заготовки из сплава 2М2А и листовой заготовки из сплава ВТ20, основанных на их холодной тугой посадке (ТП) с последующей термической обработкой с целью обеспечения прочностных показателей не ниже показателей прочности ОМ из сплава ВТ20. Получение одной из заготовок методом порошковой металлургии обуславливает наличие в ПО НС гетерогенной области из-за существенных процессов объемного расширения при нагреве. Такой процесс близок к традиционному методу диффузионной сварки.

Целью настоящей работы являлось выявление изменения структуры и свойств ПО сплава ОТ4-1 при оптимальной холодной тугой посадке и последующей термической обработке.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Заготовки типа вал–отверстие изготавливали из сплава ОТ4-1 из плиты толщиной 10 мм на современном высокоточном токарно-винторезном станке с ЧПУ 16К20Ф3 и на вертикальном фрезерном обрабатывающем центре с ЧПУ VF-1. Длина заготовки – 10 мм; наружный диаметр (D) заготовки типа вал 8,88 мм; диаметр отверстия (d) второй заготовки 8,88 мм.

Холодную запрессовку образцов выполняли на испытательной машине Instron 3382 с постоянной ско-

Т а б л и ц а 1

Ограничения по применению традиционных методов получения НС в твердом состоянии при изготовлении ТС

Table 1. Restrictions on use of traditional methods of SJ obtaining in solid state in PS manufacturing

Технологические ограничения	Способ сварки												
	Холодная	Взрывом	Магнитноимпульсная	Вакуумно-термич. магнитноимп.	Электрическим разрядом в жидкости	Ударная	Индукционная	Ультразвуковая	Трением	Прокаткой в вакууме	Термокомпрессионная	Сварка взрывающихся прослоев	Диффуз. в вакууме и защит. средах
По типам получаемых соединений	+	+	+	+	–	+	+	–	+	+	+	+	–
По габаритам заготовок	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
Сложность, дороговизна оборудования	–	–	+	+	+	–	–	+	+	–	–	–	+
Невозможность использования в монтажных условиях	+	+	–	+	+	+	–	–	–	+	+	+	+
Длительность процесса	–	–	–	+	–	+	+	+	–	–	–	–	+
Оценка возможности использования при получении НС ТС ЛА из титановых сплавов,%	40	–	30	20	–	–	50	50	40	–	–	–	50

ростью 5 мм/мин. Исследованию структуры и свойств ПО НС подвергали заготовки, полученные в условиях холодной тугой посадки при оптимальном натяге 450 мкм (установленном ранее в работе [24]) как после запрессовки, так и после термической обработки в различных режимах в автономном вакууме с использованием геттера (титановой стружки).

Исследования микроструктуры проводили на шлифах, изготовленных по стандартной методике: раскрой и нарезка на прецизионном станке IsoMet1000 и абразивном станке AbraseMet250; шлифование, полирование образцов – на станке EcoMet250 с полуавтоматической насадкой AutoMet250 с использованием традиционных алмазных кругов и паст. Травление поверхности проводили в реактиве: 68 мл глицерина, 16 мл плавиковой кислоты, 16 мл азотной кислоты. Время травления составляло 15 – 25 с. Микроструктуру оценивали на оптическом микроскопе Nikon MA200 и на растровом электронном микроскопе Hitachi S3400-N.

Исходя из последних достижений в области физической мезомеханики [25, 26], объясняющих динамическое поведение материала при деформации (упрочнении), необъяснимое с позиции теории дислокаций, при исследовании структурных изменений использовали компьютерную металлографию [27]. При этом количественные характеристики микроструктуры определяли путем обработки оцифрованных изображений в программе Image-ProPlus [27], основными (определяющими интерфейс структурного состояния) из которых являлись:

– удельный периметр границ зерен ($q_{уд}$) или развитость границ зерен:

$$q_{уд} = \frac{\sum P_i}{F_{\phi}},$$

где P_i – периметр i -го зерна, мкм; F_{ϕ} – площадь поверхности металлографического шлифа, зафиксированной на обрабатываемом снимке, мкм²;

– средняя плотность границ зерен ($q_{ср}$):

$$q_{ср} = \frac{P_{ср}}{F_{\phi}} = \frac{\sum P_i}{\sum F_i},$$

где $P_{ср}$ – средний периметр по всем зернам, зафиксированным на обрабатываемом изображении, мкм; $F_{ср}$ – средняя площадь по всем зернам, зафиксированным на обрабатываемом изображении, мкм²;

– плотность зерен (q):

$$q = \frac{n}{F_{\phi}},$$

где n – количество зерен, зафиксированных на обрабатываемом изображении, шт.;

– удельный параметр организации структуры (q_c):

$$q_c = \frac{Q_c}{F_{\phi}},$$

где $Q_c = \sum i = N \left(\frac{P_i D_i}{2F_i} \right)$ – параметр организации структуры; D_i – фрактальная размерность границы отдельного зерна.

Измерение микротвердости проводили на микротвердомере Shimadzu HNMV-2 при величине нагрузки на индентор 0,9807 Н согласно схеме (рис. 1). Испытания на выпрессовку проводили на испытательной машине Instron 3382, имитирующей испытание на срез цельных образцов по ГОСТ Р 50076 – 92.

Определение температуры полиморфного превращения проводили на dilatометре DLL402PC при нагреве цельных образцов из сплава ОТ4-1 диам. 5 мм, длиной 20 мм со скоростью 5 °С/мин до температуры 1050 °С в среде аргона.

Для выявления внутренних и сквозных дефектов в материале приконтактного объема НС и определения степени его герметичности использовали стандартные методы неразрушающего контроля: радиографический

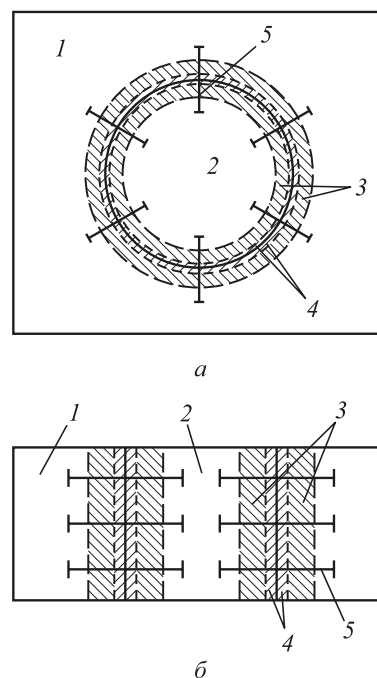


Рис. 1. Схема измерения микротвердости материала ПО НС, полученного в условиях тугой посадки по периметру соединения (а) и по толщине образца (б):

1 и 2 – основной металл охватывающей и охватываемой заготовки; 3 – переходная область материала ПО НС; 4 – область измельченной микроструктуры материала ПО НС; 5 – участки проведения измерений

Fig. 1. Diagram of measurement of microhardness of CA of solid joint (SJ) of material obtained in conditions of forced fit along the joint perimeter (a) and along the sample thickness (b): 1 and 2 – base metal of covering and covered blank; 3 – transition area of CA of solid joint; 4 – area of crushed microstructure of CA of solid joint of the material; 5 – measurement sites

контроль по ГОСТ 7512 – 82 и капиллярную дефектоскопию по ГОСТ 18442 – 80.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В исходном состоянии (рис. 2, а, 3) структура основного металла и металла твердофазного диффузионного соединения после оптимальной холодной тугой посад-

ки существенно различаются. Холодная пластическая деформация, обусловленная движением дислокаций, всегда приводит к образованию на поверхности характерного рельефа – следов скольжения как по границам зерен, так и в их объеме. На рис. 3 видно развитие деформационного рельефа ПО: следы скольжения по границам зерен, сближение контактных поверхностей и объемное взаимодействие как в плоскости контакта,

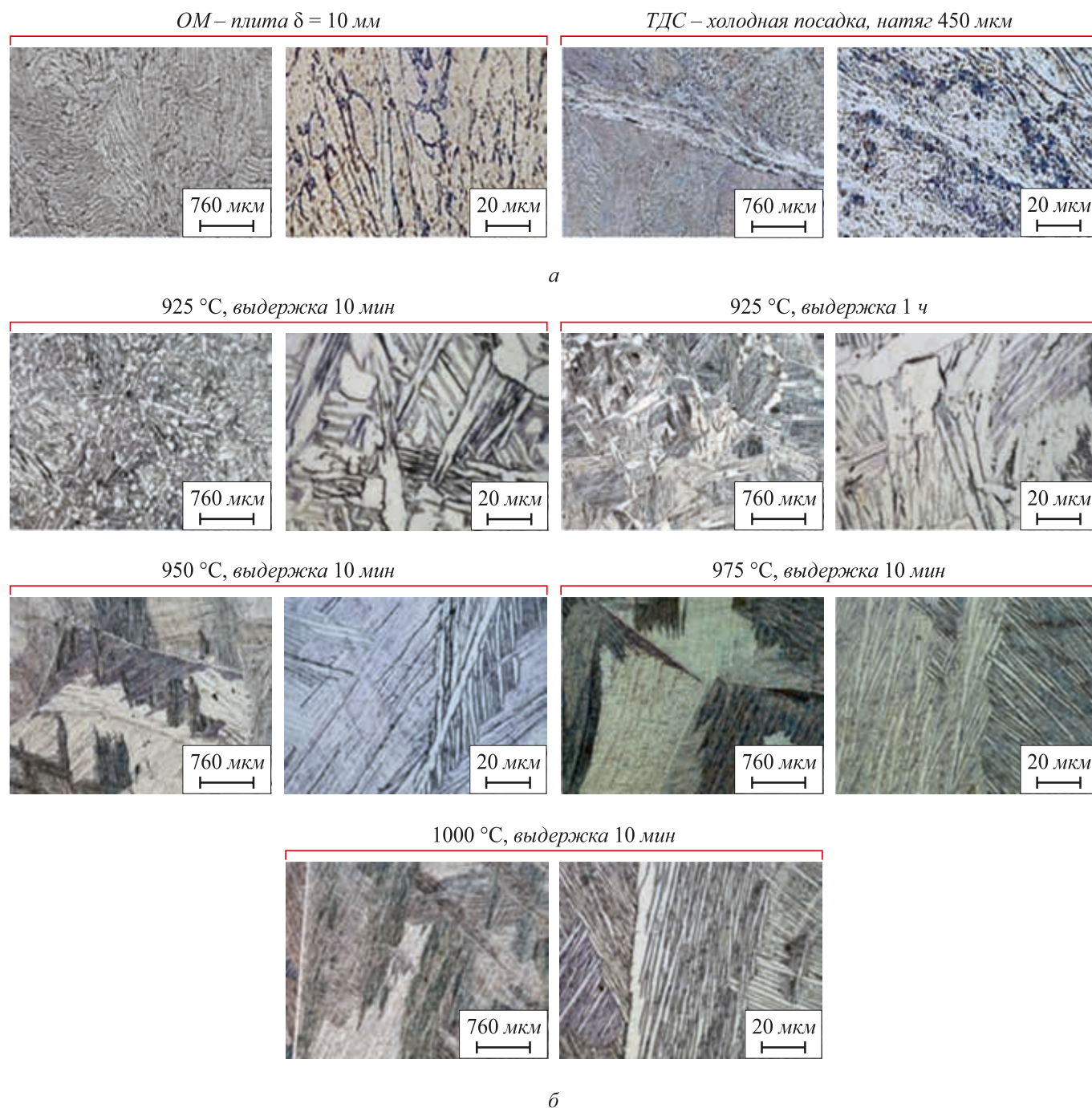
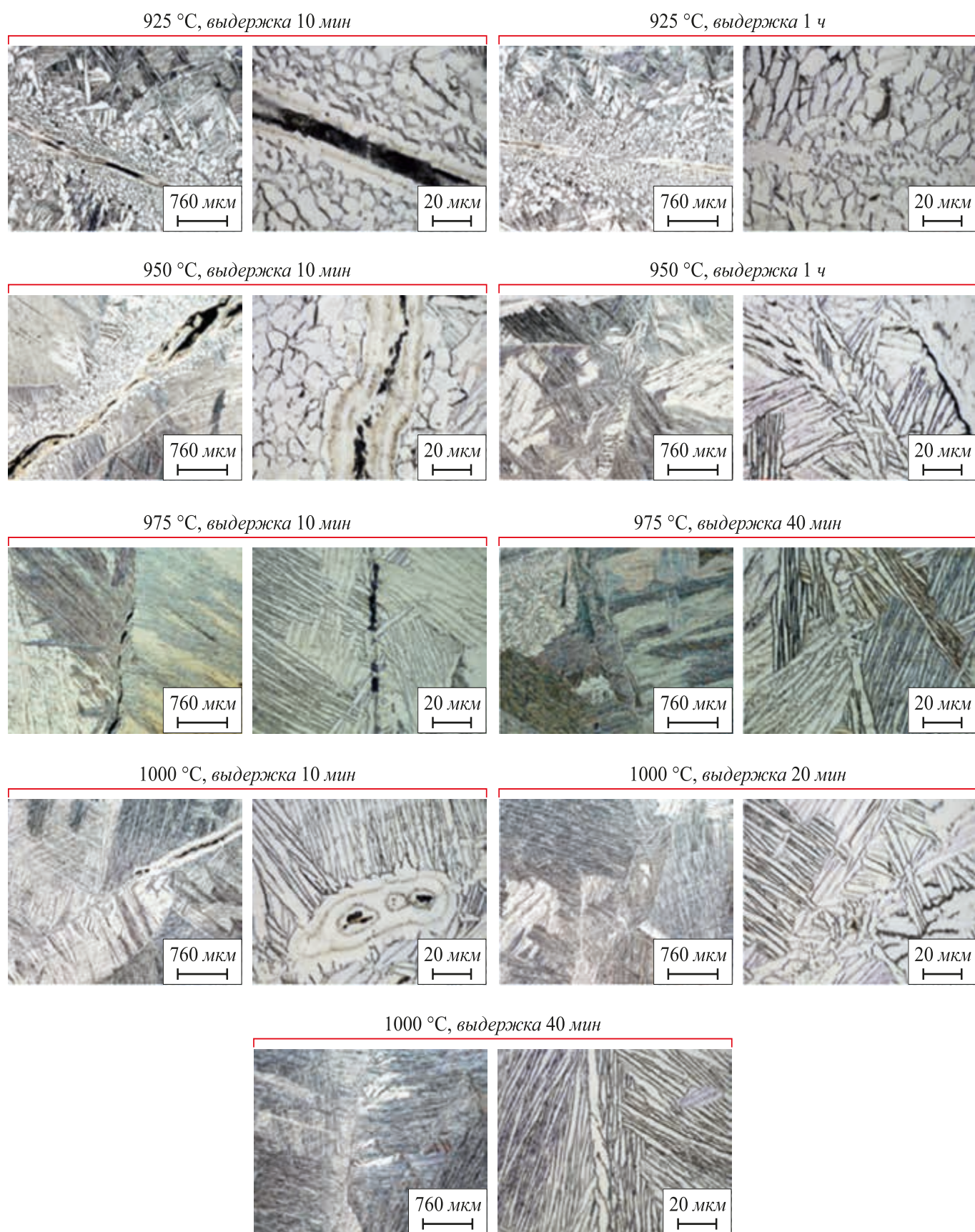


Рис. 2. Изменение микроструктуры образцов в зависимости от температуры и времени выдержки при термической обработке в автономном вакууме:
а – исходное состояние ОМ и ТДС (холодная посадка с натягом 450 мкм); б – ОМ после ТО; в – ТД после ТО

Fig. 2. Changes in microstructure of the samples depending on temperature and exposure time during heat treatment in autonomous vacuum:
а – initial state of BM and SDB (cold forced fit of 450 microns); б – BM after maintenance; в – SD after HT



6

Рис. 2 (продолжение)

Fig. 2 (continuation)

так и в объеме зоны контакта. Наличие следов скольжения косвенно подтверждает, что холодная пластическая деформация трением скольжения в условиях тугой посадки сплава ОТ4-1 обусловлена движением дислокаций. Очаги выхода дислокаций, как отмечалось

в работах [28 – 30], вытравились в виде темных треугольников (рис. 3, в – д); это косвенно подтверждается микродюриметрией (рис. 4).

Наблюдается наличие несплошностей в микроструктуре ТДС: как указывалось ранее [24], полный

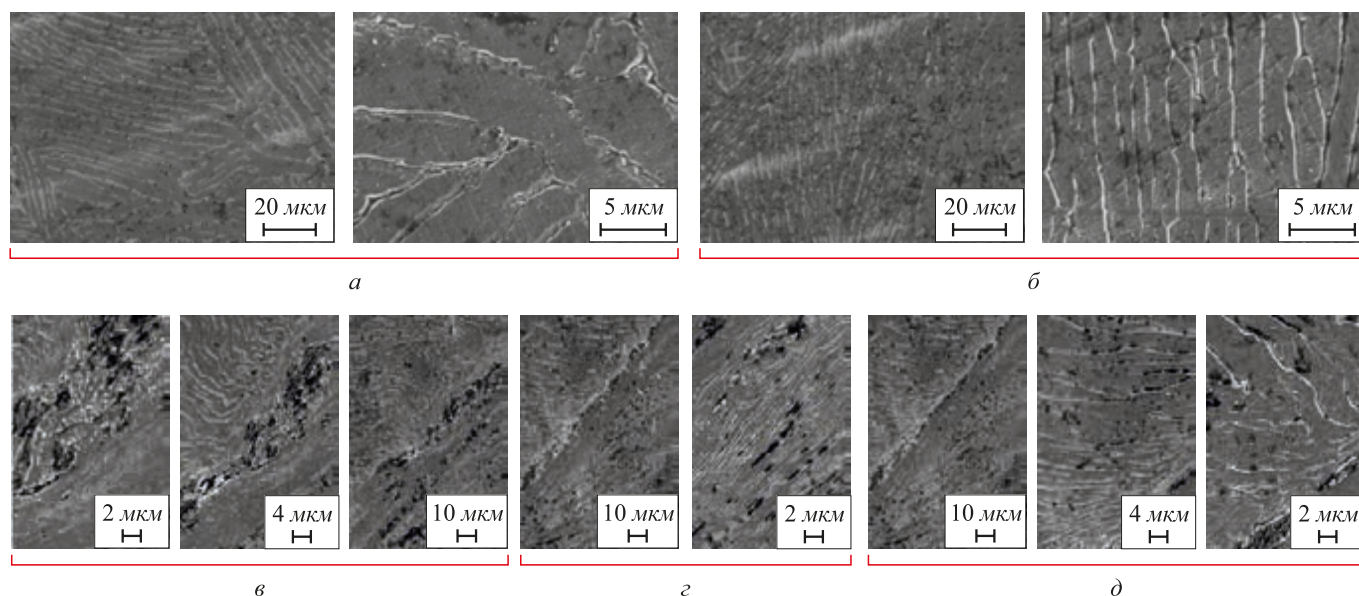


Рис. 3. Микроструктура (растровая электронная микроскопия) основного металла (а, б) и зоны НС (в – д) сплава ОТ4-1 после холодной деформации при тугой посадке с натягом 450 мкм:

а и б – основной металл охватываемой и охватывающей заготовок; в и д – приконтактная область охватываемой и охватывающей заготовок; з – центр зоны соединения

Fig. 3. Microstructure (scanning electron microscopy) of the base metal (а, б) and SJ zone (в – д) of the OT4-1 alloy after cold deformation during cold forced fit with of 450 μm:

а and б – basic metal of covered and covering blanks; в and д – contact area of covered and covering blanks; з – the center of engagement zone

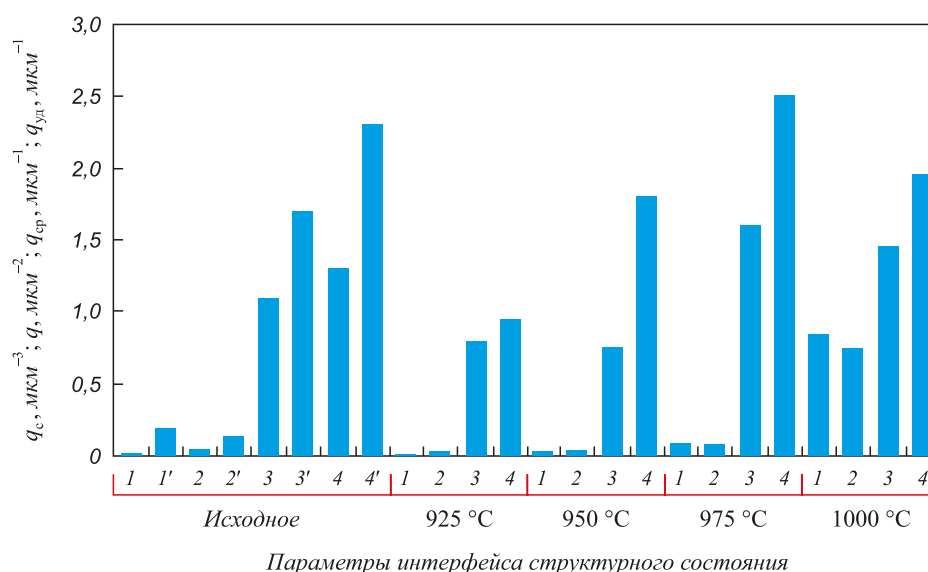


Рис. 4. Гистограмма изменения интерфейса структурного состояния сплава ОТ4-1 в зависимости от степени пластической деформации (минимальная ОМ в исходном состоянии $1_i - 4_i$, максимальная – ТДС $1' - 4'$) и выдержке при термической обработке в автовакууме $1 - 4$ в течение 60 мин:

$1 - q_c$; $2 - q$; $3 - q_{cp}$; $4 - q_{уд}$

Fig. 4. Histogram of change in interface of structural state of OT4-1 alloy depending on degree of plastic deformation (minimum BM in the initial state $1_i - 4_i$, maximum – SDB $1' - 4'$) and 60 minutes exposure during heat treatment in auto-vacuum:

$1 - q_c$; $2 - q$; $3 - q_{cp}$; $4 - q_{уд}$

физический контакт или образование диффузионного соединения при холодной деформации составляет всего 50 – 70 % площади сопрягаемых поверхностей, поэтому потребовалось дополнительное «залечивание» несплошностей термической обработкой. Активирование процессов спекания наблюдали в работе [31] при деформации покрытия при термическом спекании. В работах [32, 33] наблюдали выравнивание внутренних зернограницных пустот после пятикратной экструзии титана.

Термическая обработка основного металла в температурном интервале фазового превращения в первоначальный момент приводит к появлению в микроструктуре глобулярной составляющей, переходящей вновь в игольчатое строение с повышением температуры и времени выдержки (рис. 2, б). Такая же закономерность структурных изменений наблюдается в ПО ТДС (рис. 2, в), при этом процесс превращения глобулярной структуры в игольчатую протекает в других температурно-временных условиях.

Появление глобулярной структуры наблюдается не только при нагреве в температурно-временных условиях фазового превращения, а и при температурах, превышающих температуру полиморфных превращений $T_{\text{пн}}$. Время существования глобулярной структуры зависит как от степени пластической деформации, так и от температуры нагрева. Степень деформации основного металла незначительна, особенно после отжига, поэтому в процессе термообработки при температуре 950 °C и выдержке в течение 10 мин глобулярная структура исчезает полностью (рис. 2, б). В случае повышенной степени пластической деформации, получаемой холодной тугой посадкой с натягом 450 мкм, глобулярная структура исчезает при температуре 950 °C с выдержкой в течение 1 ч, при 975 °C с выдержкой 40 мин, при 1000 °C с выдержкой 20 мин (рис. 2, в). При этих температурах практически полностью завершается процесс «залечивания» несплошностей, то есть исчезает линия соединения, образуется по микроструктуре сплошной металл ПО, не отличающийся от основного металла.

Наблюдается стадийность процесса структурных изменений в ПО при образовании неразъемного соединения. В первоначальный момент нагрева в ПО процесс рекристаллизации из-за стремления системы к минимуму энергии приводит к образованию глобулярных зерен из вытянутых пластическим деформированием зерен (рис. 2, б, в), уменьшению общей площади контактной поверхности. С увеличением времени выдержки и температуры идет процесс собирательной рекристаллизации и превращение глобулярных зерен в зерна игольчатой формы, одновременно с этим идет процесс слияния дискретных очагов (несплошностей) и на линии сопряжения процесс рекристаллизации сопровождается зарождением зерен и их ростом. Заканчивается процесс рекристаллизации образованием общих зерен в зоне контакта и исчезновением границ раздела (рис. 2, в –

$T = 950$ °C в течение 1 ч; $T = 975$ °C в течение 40 мин; $T = 1000$ °C в течение 20 мин).

Количественная оценка структурных изменений по основным параметрам интерфейса структурного состояния (ОПИСС) приведена на рис. 5, 6. Возможно описание кинетики и температурной зависимости структурных изменений от степени и режимов термической обработки в интервале фазового превращения сплава ОТ4-1.

Основные показатели интерфейса структурного состояния ($q_c - 1$ и $1'$; $q - 2$ и $2'$; $q_{\text{сп}} - 3$ и $3'$; $q_{\text{уд}} - 4$ и $4'$) (рис. 5) ПО ТДС после холодной тугой посадки (натяг 450 мкм) практически в разы (в 10, 4, 1,8 и 1,5 раза соответственно) превышают таковые основного металла в исходном состоянии. Отсюда очевидна необходимость упорядочения структуры ПО ТДС сплава ОТ4-1.

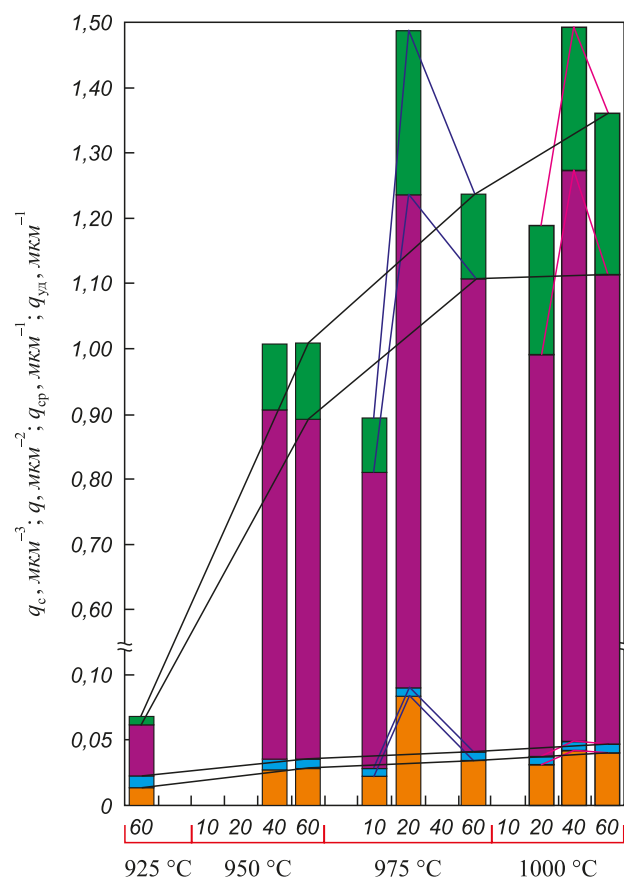


Рис. 5. Гистограмма изменения ОПИСС сплава ОТ4-1 (предварительно пластически деформированного холодной тугой посадкой, натяг 450 мкм ТДС ПО) в зависимости от температуры и времени выдержки при термической обработке в автовакууме:
 — плотность зерен (q), мкм^{-2} ; — удельный периметр границ зерен ($q_{\text{уд}}$), мкм^{-1} ; — удельный параметр организации структуры (q_c), мкм^{-3} ; — средняя плотность границ зерен ($q_{\text{сп}}$), мкм^{-1}

Fig. 5. Histogram of change in BPSSI of OT4-1 alloy (pre-plastically deformed by cold forced fit of 450 μm SDB CA) depending on temperature and exposure time during heat treatment in an auto-vacuum:
 — density of grains (q), μm^{-2} ; — specific perimeter of grain boundaries (q_{sp}), μm^{-1} ; — specific parameter of structure organization (q_{sp}), μm^{-3} ; — average density of grain boundaries (q_{av}), μm^{-1}

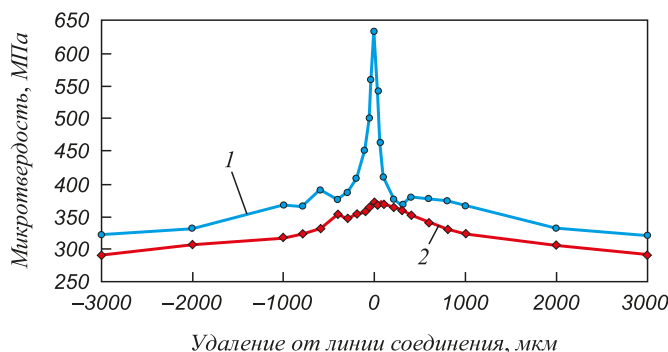


Рис. 6. Микротвердость образцов сплава ОТ4-1 ПО НС, полученных в условиях тупой посадки (натяг 450 мкм) (1) и термической обработки в автовакууме при 970 °С в течение 1 ч (2)

Fig. 6. Microhardness of the samples of OT4-1 alloy of SJ CA, obtained under conditions of forced fit (of 450 μ m) (1) and heat treatment in autovacuum at 970 °C for 1 hour (2)

С повышением температуры термической обработки ОПИСС как основного металла, так и ПО ТДС сплава ОТ4-1 повышается, причем более интенсивно и на большую величину для основного металла (рис. 5, 6).

Кинетика процесса изменения ОПИСС характеризуется существенной интенсификацией в температурном интервале фазового $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения и замедлением при повышении температуры. Первоначально при достижении $T_{\text{пл}}$ наблюдается стадия превращения вытянутых зерен в глобулярные (больше похожие на шестигранник – пчелиные соты) (рис. 2, б, в). При этом ОПИСС как для основного металла, так и для ПО ТДС близки к показателям ОМ в исходном состоянии, причем для ПО ТДС значительно ниже (рис. 5, 6). Следующая стадия при увеличении выдержки и повышении температуры сопровождается замедлением изменений ОПИСС, связанных с ростом пластинчатых игольчатых зерен как для основного металла, так и для ПО ТДС (рис. 5, 6).

Для ПО ТДС при повышении температуры выше $T_{\text{пл}}$ (независимо от ее величины) обязательно наблюдается стадия глобуляризации структуры и интенсификация изменения ОПИСС (рис. 2, в, 6).

Изменение твердости ПО ТДС после холодной тупой посадки (натяг 450 мкм) имеет существенное различие. Максимальные значения HV в области контакта поверхностей составляют 4500 – 6500 МПа, ширина зоны –50 – +50 мкм; следующая зона средних значений HV – от 4000 до 3500 МПа, ширина зоны –1000 – +1000 мкм; зона основного металла повышенной твердости HV – от 3250 до 3500 МПа по сравнению с исходным состоянием HV от 2900 до 3000 МПа.

При термической обработке в автовакууме при 970 °С в течение 1 ч значения твердости ПО ТДС близки к значениям твердости исходного ОМ, незначительное превышение (примерно 20 %) наблюдается в зоне интенсивной холодной пластической деформации из-за измельчения зерна (табл. 2, рис. 4).

Прочность на срез ($\sigma_{\text{ср}}$) при выпрессовке составляет для холодной тупой посадки 490 МПа, после термической обработки ($\sigma_{\text{ср}}$) 950 МПа, то есть практически аналогична прочности при срезе цельной заготовки – 960 МПа.

Выводы

Холодная пластическая деформация сплава ОТ4-1 приводит к образованию в ПО ТДС деформационного рельефа (следы скольжения по границам зерен – уменьшение площади контактных поверхностей и объемное взаимодействие как в плоскости контакта (искривление зерен), так и в объеме зоны контакта (очаги выхода дислокаций)). Основные показатели интерфейса структурного состояния (удельный параметр организации структуры, плотность зерен, средняя плотность границ зерен, развитость границ зерен в 10, 4, 1,8 и 1,5 раза соответственно превышают таковые для основного металла в исходном состоянии. Термическая обработка как основного металла, так и ПО ТДС приводит к стадийности структурных изменений и появлению в первоначальный момент в микроструктуре глобулярной составляющей, переходящей вновь в игольчатое строение с повышением температуры и времени выдержки. Впервые установлено явление появления стадии образования глобулярной структуры при нагреве пластически деформированного металла не только в температурно-временных условиях фазового превращения, а и при повышенных температурах, причем чем выше температура нагрева, тем меньше время ее существования. Кроме того, чем меньше степень пластической деформации, тем стадия глобуляризации структуры наблюдается при температурах, более близких к $T_{\text{пл}}$, и меньших выдержках. Количественная оценка структурных изменений по основным параметрам интерфейса структурного состояния позволяет выявить механизм, кинетику и температурную зависимость структурных изменений от степени пластической деформации и режимов термической обработки и определить температурно-временные условия термической обработки, обеспечивающие «залечивание» несплошностей, исчезновение границ раздела и свойства ТДС, идентичные свойствам основного металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Люшенский А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов: учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений. – М.: Издат. центр «Академик», 2006. – 208 с.
2. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / В.Н. Замков, В.Е. Блашук и др. – Киев: Наукова Думка, 1986. – 240 с.
3. Сименз Р.Ф., Стейнберг М.А. Требования к сплавам и конструирование планера самолета. – В кн.: Проблемы разработки конструктивных сплавов / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1980. С. 136 – 155.

Изменение микротвердости ПО НС сплава в зависимости от холодной посадки натяг 450 мкм и термической обработки в автовакууме при 970 °С в течение 1 ч

Table 2. Change in microhardness of alloy SJ CA depending on cold forced fit of 450 µm and heat treatment in autovacuum at 970 °C for 1 h

Удаление от линии соединения, мкм	HV, МПа				
	Зона 1	Зона 2	Зона 3	Зона 4	среднее
–3000	307/299	331/286	323/301	323/279	321,00/291,25
–2000	326/301	329/319	323/302	348/309	331,50/307,75
–1000	339/326	357/321	387/308	389/315	368,00/317,50
–800	376/331	320/318	358/323	403/321	364,25/323,25
–600	387/346	386/337	358/330	433/319	391,00/333,00
–400	366/339	359/340	358/348	420/389	375,75/354,00
–300	345/348	405/340	358/351	441/348	387,25/346,75
–200	387/360	408/349	389/342	445/369	407,25/355,00
–100	489/359	436/348	457/352	420/376	450,50/358,75
–60	551/369	445/358	548/366	445/367	497,25/365,00
–40	588/380	548/376	555/369	545/359	559,00/371,00
–20	587/386	556/371	569/376	598/361	577,50/373,50
0	605/389	598/367	638/376	688/358	632,25/372,50
20	573/390	569/359	601/375	621/355	591,00/369,75
40	529/381	532/360	587/370	508/355	539,00/366,50
60	476/362	432/371	466/369	476/385	462,50/371,75
100	398/359	386/367	438/370	420/381	410,50/369,25
200	357/362	386/351	358/372	401/375	375,50/365,00
300	348/361	388/348	348/369	386/366	367,50/361,00
400	397/351	376/355	339/361	408/342	380,00/352,25
600	357/337	387/351	366/347	397/330	376,75/341,25
800	397/323	331/339	357/341	408/322	373,25/331,25
1000	357/311	336/325	376/341	387/319	364,00/324,00
2000	339/308	338/311	317/306	338/305	333,00/307,50
3000	317/298	307/276	326/291	329/304	319,75/292,25

П р и м е ч а н и е. Через косую приведены значения HV(x) и HV(t) для образцов натяг 450 мкм и натяг 450 мкм после термической обработки.

- Сварка высокопрочных титановых сплавов / С.М. Гуревич, Ф.Р. Куликов, В.Н. Замков и др. – М.: Машиностроение, 1975. – 150 с.
- Петрунин И.Е. Справочник по пайке. – М.: Машиностроение, 2003. – 480 с.
- Каракозов Э.С. Сварка металлов давлением. – М.: Машиностроение, 1986. – 280 с.
- Диффузионная сварка титана и его сплавов / А.В. Бондарь, В.В. Пешков, Л.С. Киреев, В.В. Шурупов. – Воронеж: изд. ВГУ, 1998. – 256 с.
- Петренко В.Р. Металловедение диффузионной сварки титана. – М.: Издательский центр «Технология машиностроения», 2005. – 315 с.
- Yilbas B.S., Sahin A.Z. Friction welding: Thermal and Metallurgical Characteristics. – New York: Springer, 2014. – 71 p.
- Friction Stir Welding and Processing VI / R.S. Mirsha, M.W. Mahoney, Y. Sato, Y. Hovanski, R. Verman. – New Jersey: John Wiley&Sons, Inc., 2011. – 416 p.
- Бойко Н.В., Хазов И.А., Селезнева Л.В., Бушмин Б.В., Семенов А.Н., Дубинин Г.В., Новожилов С.Н., Плышевский М.И. Структура сварного соединения титановый сплав – аустенитная сталь, полученного сваркой давлением с промежуточными покрытиями // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 9. С. 14 – 18.
- Kundu S., Chatterjee S., Bhola S.M., Mishra B. Strukture and properties of solid state diffusion bonding of 17-4PH stainless steel and titanium // Materials Science and Technology. 2014. No. 30. P. 248 – 256.
- Булков А.Б., Пешков В.В., Балбеков Д.Н., Небольсин С.М., Мальцев Г.В. Диффузионная сварка титановых заготовок через прослойку с высоким сопротивлением деформации // Сварочное производство. 2013. № 11. С. 12 – 16.
- Зеер Г.М., Зеленкова Е.Г., Королева Ю.П., Михеев А.А., Прокопьев С.В. Диффузионная сварка через промежуточные слои // Сварочное производство. 2012. № 7. С. 38 – 43.

15. Deng Y., Sheng G., Huang Z., Fan L. Microstructure and mechanical properties of diffusion bonded titanium / 304 stainless steel joint with pure Ag interlayer // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2013. No. 18. P. 143 – 146.
16. Sheng G., Xu C., Deng Y. Evolution of the microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joints of titanium to stainless steel with a pure silver interlayer // *Materials&Design*. 2013. No. 46. P. 84 – 87.
17. Булков А.Б., Пешков В.В., Петренко В.Р., Балбеков Д.Н. Анализ процесса деформации металла в зоне соединений при диффузионной сварке титановых оболочковых конструкций // *Сварочное производство*. 2011. № 11. С. 56 – 61.
18. Пешков В.В., Булков А.Б., Сафонов С.В., Петренко В.Р., Балбеков Д.Н., Киреев Л.С. Механизм образования соединения при диффузионной сварке титана // *Сварочное производство*. 2012. № 12. С. 23 – 28.
19. Булков А.Б., Балбеков Д.Н., Пешков В.В., Стрыгин А.И. Кинетика развития физического контакта при диффузионной сварке титана // *Сварочное производство*. 2013. № 10. С. 41 – 49.
20. Wood N. SPE/DB spells fabricating breakthrough for titanium. Machine and Tool // *Blue Book*. 1978. Vol. 73. No. 10. P. 98 – 107.
21. Муравьев В.И., Бахматов П.В., Саблин П.А. Активация процессов формирования соединений из металлов и сплавов. – Владивосток: Дальнаука, 2012. – 366 с.
22. Муравьев В.И., Мельничук А.Ф., Бахматов П.В. Исследование влияния диффузионных процессов взаимодействия порошковых частиц сплава 2М2А и листовых заготовок из сплава ВТ20 на свойства композиционных конструкций // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2011. № 1. С. 42 – 45.
23. Пат. 2488475 РФ. Способ соединения заготовок вал – втулка / В.И. Муравьев, П.В. Бахматов, К.А. Мелкоступов, А.А. Евстигнеев. Заявл. 07.10.2011; опубл. 27.07.2013. Бюл. № 21.
24. Муравьев В.И., Пицык В.С. Бахматов П.В. Влияние режимов холодной пластической деформации и последующей термообработки на структуру и свойства твердофазного диффузионного соединения титановых сплавов // *Сварка и диагностика*. 2017. № 1. С. 17 – 22.
25. Tushinsky L., Kovensky I., Plokhov F., Sindeev V., Rechedko P. Coated Metal. Structure and Properties of Metal Coating Compositions – Berlin, Heidelberg, N.Y. Springer – Verlag, 2002. – 458 p.
26. Федер Е. Фракталы / Пер. с англ. – М.: Мир, 1991. – 254 с.
27. Основы количественной и компьютерной металлографии / В.А. Ким, О.В. Башков, А.А. Попкова и др. – Комсомольск-на-Амуре: изд. КнАГТУ, 2013. – 148 с.
28. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
29. Sturm F. Die röntgenographische Ermittlung der kohärentlänge, Gitterverzerrung und Strapelfehlerdicke in Rupfer – Felspanem // *Zeitschrift für Metallkunde*. 1969. Vol. 60. No. 6. P. 541 – 545.
30. Van Dijk I.A. The direct observation in the transmission electron microscope of the heavily deformed surface layer of a cooper pin after dry sliding against a sterling // *Wear*. 1976. No. 42. P. 106 – 117.
31. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление. – М.: Машиностроение, 1985. – 240 с.
32. Карпінос Б.С., Павленко Д.В., Качан О.Я. Деформування титанового сплаву ВТ1-0 зі субмікроструктурною структурою при статичному навантаженні // *Проблеми прочності*. 2012. № 1. С. 137 – 146.
33. Ruge I., Wallheinke H.D. *Zeitschrift für Metallkunde*. 1977. Vol. 68. No. 2. P. 90 – 96.

Поступила 25 декабря 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 12, pp. 963–973.

PECULIARITIES OF CHANGE IN STRUCTURE AND PROPERTIES OF SOLID-PHASE COMPOUND OF OT4-1 ALLOY OBTAINED BY COLD FORCED FIT AND FURTHER THERMAL TREATMENT

P.V. Bakhmatov, V.I. Murav'ev, A.V. Frolov, V.S. Pitsyk

Komsomolsk-on-Amur State University, Komsomolsk-on-Amur, Khabarovsk Territory, Russia

Abstract. Regularities of the effect of maximum value of stress-strain state, obtained under conditions of cold forced fit of blanks of the shaft-hole system during formation of solid-phase diffusion bond (SDB) and subsequent modes of temperature action in autonomous vacuum, are investigated on evolution of structural changes and properties of contact area (CA) of solid joints of OT4-1 alloy. It is shown that under cold plastic deformation of OT4-1 alloy, formation of SDB in microstructure of CA leads to generation of deformation relief (traces of sliding along the grain boundaries), decrease in contact surfaces, and to volume interaction, both in the plane of contact (curvature of grains) and in volume of contact zone (outbreaks of dislocations). The main parameters (specific parameter of structure organization, grains density, average density of grain boundaries, development of grain boundaries) exceed those of the initial state of base metal in 10, 4, 1.8, 1.5 times respectively. Temperature influences under conditions of autonomous vacuum in the interval of phase transformations $\alpha \rightarrow \beta$ lead to staging of structural changes, both in the main metal and in SDB contact area. At the initial moment, globular component appears in microstructure, which again goes back to acicular structure of the initial state (with some increase in microhardness) with increase in holding time, and also with increase in temperature. For the first time, phenomenon of appearance of the globular structure formation stage during heating of plastically deformed metal is established not only under temperature and time conditions of phase transformation, but also under elevated

temperatures; and the higher heating temperature is, the shorter is lifetime of the stage. Moreover with less degree of plastic deformation, stage of structure globularization is observed at temperatures close to T_{pt} and shorter exposures. For base metal (degree of deformation is insignificant), globular structure disappears almost completely after heating for 10 min at 950 °C. For stress-strain state of cold-deformed SDB, globular structure disappears when heated: for 1 hour at 950 °C; for 40 min at 975 °C; for 20 min at 1000 °C. At these temperatures, process of discontinuities “healing” is almost completed, i.e. bond line disappears, and solid metal is formed along the microstructure of the CA, not differing from the basic metal with insignificant increase in microstructure. Quantitative assessment of structural changes in basic parameters of interface of structural state makes it possible to reveal mechanism, kinetics and structural dependence on degree of plastic deformation and heat treatment regimes, that ensure discontinuities “healing”, disappearance of interfaces and provision of SDB properties no worse than those of basic metal.

Keywords: structure, solid-phase connection, forced fit, heat treatment, titanium alloy, structural state interface.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-12-963-973

REFERENCES

1. Lyushenskii A.V. *Diffuzionnaya svarka raznorodnykh materialov: ucheb. posobie dlya stud. vyssh. ucheb. zavedeniya* [Diffusion welding of dissimilar materials: Manual for universities]. Moscow: Akademik, 2006, 208 p. (In Russ.).
2. Zamkov V.N., Blashchuk V.E. etc. *Metallurgiya i tekhnologiya svarki titana i ego splavov* [Metallurgy and welding technology for

- titanium and its alloys]. Kiev: Naukova Dumka, 1986, 240 p. (In Russ.).
3. Simenz R.F., Steinberg M.A. Alloy Needs and Design: The Airframe. In: *Fundamental aspects of structural alloy design*. Jaffee Robert ed. Battele inst. materials sci. colloquia, 1975, pp. 229-256. (Russ. ed.: Simenz R.F., Steinberg M.A. Trebovaniya k splavam i konstruirovaniye planera samoleta. In: *Problemy razrabotki konstruktivnykh splavov*. Moscow: Metallurgiya, 1980, pp. 136-155.).
 4. Gurevich S.M., Kulikov F.R., Zamkov V.N. etc. *Svarka vysokoprochnykh titanovykh splavov* [Welding of high strength titanium alloys]. Moscow: Mashinostroenie, 1975, 150 p. (In Russ.).
 5. Petrunin I.E. *Spravochnik po paika* [Soldering handbook]. Moscow: Mashinostroenie, 2003, 480 p. (In Russ.).
 6. Karakozov E.S. *Svarka metallov davleniem* [Pressure welding]. Moscow: Mashinostroenie, 1986, 280 p. (In Russ.).
 7. Bondar' A.V., Peshkov V.V., Kireev L.S., Shurupov V.V. *Diffuzionnaya svarka titana i ego splavov* [Diffusion welding of titanium and its alloys]. Voronezh: VGU, 1998, 256 p. (In Russ.).
 8. Petrenko V.R. *Metallovedenie diffuzionnoi svarki titana* [Metallurgy of diffusion welding of titanium]. Moscow: Tekhnologiya mashinostroeniya, 2005, 315 p. (In Russ.).
 9. Yilbas B.S., Sahin A.Z. *Friction welding: Thermal and Metallurgical Characteristics*. New York: Springer, 2014, 71 p.
 10. Mirsha R.S., Mahoney M.W., Sato Y., Hovanski Y., Verman R. *Friction Stir Welding and Processing VI*. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2011, 416 p.
 11. Boiko N.V., Khazov I.A., Selezneva L.V., Bushmin B.V., Semenov A.N., Dubinin G.V., Novozhilov S.N., Plyshevskii M.I. Structure of titanium alloy/austenitic steel welds formed by pressure welding with intermediate coatings. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013, vol. 54, no. 9-10, pp. 483-487.
 12. Kundu S., Chatterjee S., Bhola S.M., Mishra B. Structure and properties of solid state diffusion bonding of 17-4PH stainless steel and titanium. *Materials Science and Technology*. 2014, no. 30, pp. 248-256.
 13. Bulkov A.B., Peshkov V.V., Balbekov D.N., Nebol'sin S.M., Mal'tsev G.V. Diffusion welding of titanium components through an interlayer with high deformation resistance. *Welding International*. 2014, vol. 28, no. 11, pp. 900-906.
 14. Zeer G.M., Zelenkova E.G., Koroleva Yu.P., Mikheev A.A., Prokop'ev S.V. Diffusion bonding through interlayers. *Welding International*. 2013, vol. 27, no. 8, pp. 683-643.
 15. Deng Y., Sheng G., Huang Z., Fan L. Microstructure and mechanical properties of diffusion bonded titanium / 304 stainless steel joint with pure Ag interlayer. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2013, no. 18, pp. 143-146.
 16. Sheng G., Xu C., Deng Y. Evolution of the microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joints of titanium to stainless steel with a pure silver interlayer. *Materials & Design*. 2013, no. 46, pp. 84-87.
 17. Bulkov A.B., Peshkov V.V., Petrenko V.R., Balbekov D.N. Analysis of the process of metal deformation in zone of joints during diffusion welding of titanium shell-type structures. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2011, no. 11, pp. 56-61. (In Russ.).
 18. Peshkov V.V., Bulkov A.B., Safonov S.V., Petrenko V.R., Balbekov D.N., Kireev L.S. Mechanism of formation of the joint in diffusion welding of titanium. *Welding International*. 2013, vol. 27, no. 12, pp. 980-985.
 19. Bulkov A.B., Balbekov D.N., Peshkov V.V., Strygin A.I. Kinetics of development of physical contact in diffusion welding of titanium. *Welding International*. 2014, vol. 28, no. 10, pp. 810-815.
 20. Wood N. SPE/DB spells fabricating breakthrough for titanium. *Machine and Tool Blue Book*. 1978, vol. 73, no. 10, pp. 98-107.
 21. Murav'ev V.I., Bakhmatov P.V., Sablin P.A. *Aktivatsiya protsessov formirovaniya soedinenii iz metallov i splavov* [Activation of metals and alloys joint formation processes]. Vladivostok: Dal'nauka, 2012, 366 p. (In Russ.).
 22. Murav'ev V.I., Mel'nichuk A.F., Bakhmatov P.V. Influence of diffusion processes of interaction of powder particles of 2M2A alloy and sheet blanks of VT20 alloy on properties of composite structures. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2011, no. 1, pp. 42-45. (In Russ.).
 23. Murav'ev V.I., Bakhmatov P.V., Melkostupov K.A., Evstigneev A.A. *Sposob soedineniya zagotovok val - vtulka* [Method of shaft - sleeve blanks engagement]. Patent RF no. 2488475. *Byulleten' izobretenii*. 2013, no. 21. (In Russ.).
 24. Murav'ev V.I., Pitsyk V.S. Bakhmatov P.V. Influence of cold plastic deformation regimes and subsequent heat treatment on structure and properties of solid-phase diffusion engagement of titanium alloys. *Svarka i Diagnostika*. 2017, no. 1, pp. 17-22. (In Russ.).
 25. Tushinsky L., Kovensky I., Plokhov F., Sindeev V., Rechedko P. *Coated Metal. Structure and Properties of Metal Coating Compositions*. Berlin, Heidelberg, N.Y. Springer-Verlag. 2002, 458 p.
 26. Feder Jens. *Fractals*. Springer; 1988, 284 p. (Russ.ed.: Feder J. *Fraktaly*. Moscow: Mir, 1991, 254 p.).
 27. Kim V.A., Bashkov O.V., Popkova A.A., etc. *Osnovy kolichestvennoi i komp'yuternoi metallografii* [Basics of quantitative and computerized metallography]. Komsomolsk-on-Amur: KnAGTU, 2013, 148 p. (In Russ.).
 28. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R., Pashley D.W., Whelan M.J. *The Electron Microscopy of Thin Crystals*. Butterworths, 1965, 549 p. (Russ.ed.: Hirsh P., Hovi R., Nicholson R. *Elektronnaya mikroskopiya tonkikh kristallov*. Moscow: Mir, 1968, 574 p.).
 29. Sturm F. Die röntgenographische Ermittlung der kohärentlänge, Gitterverzerrung und Strapelfehlerdicke in Rupfer - Felspanem. *Zeitschrift für Metallkunde*. 1969, vol. 60, no. 6, pp. 541-545. (In Germ.).
 30. Van Dijck I.A. The direct observation in the transmission electron microscope of the heavily deformed surface layer of a cooper pin after dry sliding against a sterling. *Wear*. 1976, no. 42, pp. 106-117.
 31. Khasui A., Morigaki O. *Naplavka i napylenie* [Surfacing and spraying]. Trans. from Japan. Moscow: Mashinostroenie, 1985, 240 p. (In Russ.).
 32. Karpinos B.S., Pavlenko D.V., Kachan O.Ya. Deformation of VT1-0 titanium alloy with submicrocrystalline structure under static loading. *Problemy prochnosti*. 2012, no. 1, pp. 137-146. (In Ukr.).
 33. Ruge I., Wallheinke H.D. *Zeitschrift für Metallkunde*. 1977, vol. 68, no. 2, pp. 90-96. (In Germ.).

Information about the authors:

P.V. Bakhmatov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Head of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy" (mim@knastu.ru)
V.I. Murav'ev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy" (vmuravyev@mail.ru)
A.V. Frolov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of Industrial Electronics (afrolov_kms@mail.ru)
V.S. Pitsyk, Postgraduate of the Chair "Mechanical Engineering and Metallurgy" (BiktorSergeevich@yandex.ru)

Received December 25, 2017