

УДК 539.3

## О СВЯЗИ МЕТАЛЛА И НАНОКОМПОЗИТА, ВОЗНИКАЮЩЕЙ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

М. П. Бондарь\*, Е. В. Карпов<sup>\*,\*\*</sup>, Я. Л. Лукьянов\*

\* Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН,  
630090 Новосибирск, Россия

\*\* Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия  
E-mails: bond@hydro.nsc.ru, evkarpov@mail.ru, lukyanov@hydro.nsc.ru

Исследовано влияние характера микроструктуры, обусловленной ориентированным или хаотичным распределением нановключений, и скорости деформации на деформируемость нанокompозита. Установлено, что при идентичных условиях нагружения в нанокompозитах, элементы структуры которых ориентированы преимущественно в одном направлении, трещинообразование происходит при меньших значениях деформации, чем в нанокompозитах с хаотическим распределением упрочнителя. Показано, что при увеличении скорости деформации влияние упорядоченности структуры на предельную деформацию уменьшается за счет перехода от сдвигового механизма деформации к ротационному. При формировании связи путем сварки взрывом металла и нанокompозита трещинообразования не происходит. В результате проведенных экспериментов, в которых исследовались поперечный изгиб двухслойных сварных балок и структура в окрестности сварного шва, установлено, что полученное соединение металл — нанокompозит имеет однородную структуру, сохраняющуюся при деформировании, разрушение происходит в нанокompозите.

Ключевые слова: сварка взрывом, нанокompозит, мезоструктурный материал, деформируемость, скорость деформации, изгиб, прочность сварного соединения.

DOI: 10.15372/PMTF20160502

К числу важных задач, решаемых в последнее время, относятся изготовление и применение композиционных материалов, в которых в качестве упрочняющей фазы используются наноразмерные высокопрочные частицы. Эти материалы относятся к классу нанокompозитов, представляющих собой многофазные твердые материалы, в которых средний размер кристаллитов (зерен) хотя бы одной из фаз находится в нанодиапазоне (менее 100 нм). Интерес исследователей к нанокompозитам обусловлен рядом уникальных физико-механических свойств этих материалов. Однако широкому применению таких композитов препятствует несовершенство технологий, не позволяющее изготавливать их в больших объемах. Поэтому получили развитие исследования возможности использования тонких пленок нанокompозитов в качестве покрытий [1–4].

В настоящей работе исследуются механизмы деформирования нанокompозитных материалов. В качестве модельного материала рассматривается мезокompозит (МК) [5], близ-

---

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 13-01-00481).

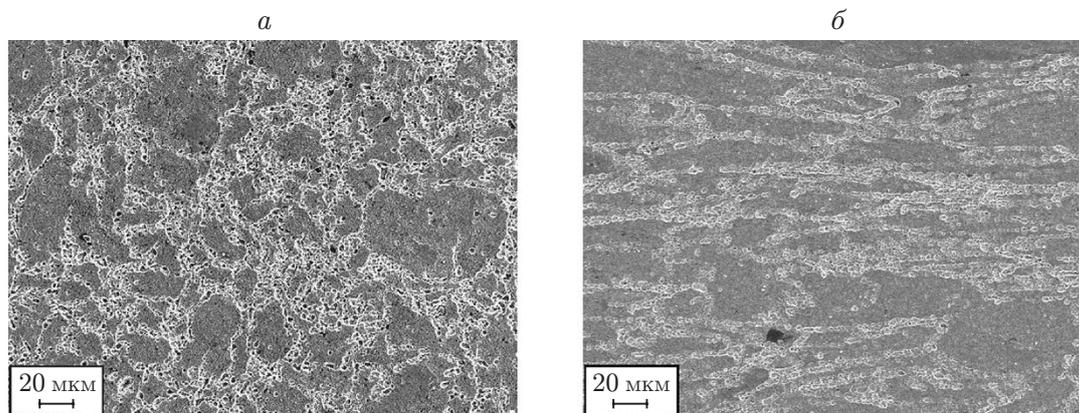


Рис. 1. Микроструктура экструдированного прутка:  
*a* — в поперечном сечении, *б* — в продольном сечении

кий по свойствам к нанокompозитам. Основой МК является медь, упрочнителем — частицы диборида титана ( $\text{TiB}_2$ ) размером менее 100 нм. В работе [5] показана возможность получения МК в форме прутков диаметром 16 мм методом высокоскоростного горячего экструдирования. МК имеет ячеистую структуру, основой ячеек которой является медная матрица с зернами субмикронного масштаба. Размер и форма ячеек зависят от объемной доли упрочнителя ( $\text{TiB}_2$ ) в композите. Границы, разделяющие материал на ячейки, состоят из относительно крупных включений-агломератов, расстояние между которыми сопоставимо с их размерами ( $1 \div 5$  мкм). Агломераты представляют собой нанокompозит  $\text{Cu-TiB}_2$  (объемная доля  $\text{Cu}$  — 28 %,  $\text{TiB}_2$  — 72 %). Высокая прочность МК [5], так же как и нанокompозита, обусловлена сопротивлением частиц  $\text{TiB}_2$  движению дислокаций. Сходство МК с нанокompозитами состоит в том, что медь не имеет химической связи с диборидом титана, соответственно отсутствует переходный слой, в котором могут образовываться дислокации.

**1. Динамическое деформирование и особенности сварки взрывом.** Пластичность МК полностью определяется свойствами материала матрицы и зависит в основном от количества упрочняющей фазы —  $\text{TiB}_2$  (см. табл. 1 в [5]). Одним из способов расширения области применения высокопрочного композита является нанесение высокопрочного нанокompозита на наиболее нагруженные участки деталей, изготовленных из других материалов, с помощью сварки взрывом, позволяющей получать прочные соединения разнородных материалов без изменения их свойств [6].

Целью данной работы является исследование механизма образования связи пластин, вырезанных из прутков МК, с медными пластинами и прочности получаемого соединения. Исследовались образцы МК состава 90 %  $\text{Cu}$  — 10 %  $\text{TiB}_2$ . Данный материал оказался оптимальным по комплексу физико-механических свойств [5]. Используемый метод изготовления прутков обусловил различие типов микроструктуры в направлении вдоль оси прутка и перпендикулярно ей. В поперечных сечениях экструдированного прутка распределение агломератов упрочнителя хаотичное, ячейки имеют произвольную форму без какой-либо ориентации (рис. 1, *a*), в то время как в продольных сечениях распределение упрочняющей фазы имеет четко выраженную ориентацию, продольный размер ячеек значительно больше поперечного (рис. 1, *б*). Вследствие наличия структурной анизотропии необходимо исследовать ее влияние на пластическое деформирование при динамическом нагружении.

Известно, что для образования прочного соединения пар металлов при сварке взрывом необходимо взаимодействие атомов свариваемых материалов в окрестности границы

соединения [7]. Такое взаимодействие происходит в зоне интенсивной пластической деформации (величина пластической деформации составляет десятки процентов), локализованной вдоль границы соединения. Поэтому для определения условий образования прочной связи нанокompозитных материалов с металлами требуется не только знать условия появления зоны локализации деформации, но и обеспечить достаточную деформируемость нанокompозитного материала в зоне соединения. В качестве степени деформируемости принимается величина деформации, при которой начинается трещинообразование. С учетом сложности структуры МК деформируемость МК исследовалась на цилиндрических образцах, плоскости поперечного сечения которых соответствовали продольным и поперечным сечениям прутков. В первом случае в поперечном сечении образца имелась четко выраженная ориентация структуры вдоль одного из диаметров, во втором случае она отсутствовала. Образцы МК подвергались динамическому деформированию (скорость деформации  $\dot{\epsilon} = 10^3 \div 10^5 \text{ с}^{-1}$ ) методом коллапса полого толстостенного цилиндра (ТСЦ) по схеме сжатия со сдвигом, характерной для сварки взрывом [8]. В процессе сжатия разные слои цилиндра испытывают различные деформации с различными скоростями, что позволяет в одном эксперименте исследовать изменение структуры материала в зависимости от деформации и ее скорости. При анализе процесса деформирования использовалась логарифмическая деформация

$$\varepsilon_{rr} = \ln(r_0/r_f)$$

( $r_0$ ,  $r_f$  — радиусы рассматриваемого элемента в начальном и конечном положениях).

Аналитическое выражение зависимости деформации и скорости деформации элементов цилиндра от начального положения этих элементов можно получить из решения задачи о динамическом сжатии цилиндра из несжимаемого пластического материала под действием импульса внешнего давления. В эксперименте определялись конечное положение рассматриваемого элемента  $r_f$ , конечный радиус полости полого цилиндра  $R_f$  и начальный радиус полости испытываемых цилиндрических образцов  $R_0$ , величина  $r_0$  рассчитывалась по формуле

$$r_0^2 = r_f^2 - R_f^2 + R_0^2.$$

Для вычисления значений скорости деформации достаточно знать скорость движения внешней (внутренней) поверхности цилиндра. Характерные значения скорости деформации составляют  $10^3 \div 10^5 \text{ с}^{-1}$  [8].

В [9] показано, что величина однородной сдвиговой деформации (без трещин)  $\varepsilon_{rr}$  в образцах МК с одним и тем же количеством нановключений при идентичных условиях нагружения зависит от распределения этих включений в объеме материала. В образцах из материала, элементы структуры которого ориентированы преимущественно в одном направлении, образование трещин начинается при меньших величинах деформации, чем в образцах с хаотичным распределением агломератов упрочняющей фазы. Также в [8] показано, что при увеличении скорости деформации в направлении от периферии к центру коллапса (до значения  $\dot{\epsilon} \approx 10^5 \text{ с}^{-1}$ ) однородно деформируемый объем материала с хаотически распределенным нанопропрочнителем увеличивается за счет перехода от сдвигового механизма деформации к ротационному, обусловленному проскальзыванием агломератов в медной матрице (рис. 2). На рис. 2 видно, что метод коллапса ТСЦ позволяет исследовать влияние сложной микроструктуры на деформирование материала на одном образце с нагружаемой плоскостью, соответствующей продольному сечению прутка. При этом нормальные напряжения действуют на площадках, расположенных под углами от 0 до 90° относительно направления ориентации элементов структуры. На рис. 2 также видно, что в области, где ориентация элементов структуры совпадает с направлением нагружения, трещина растет в направлении от центра к периферии (величина и скорость

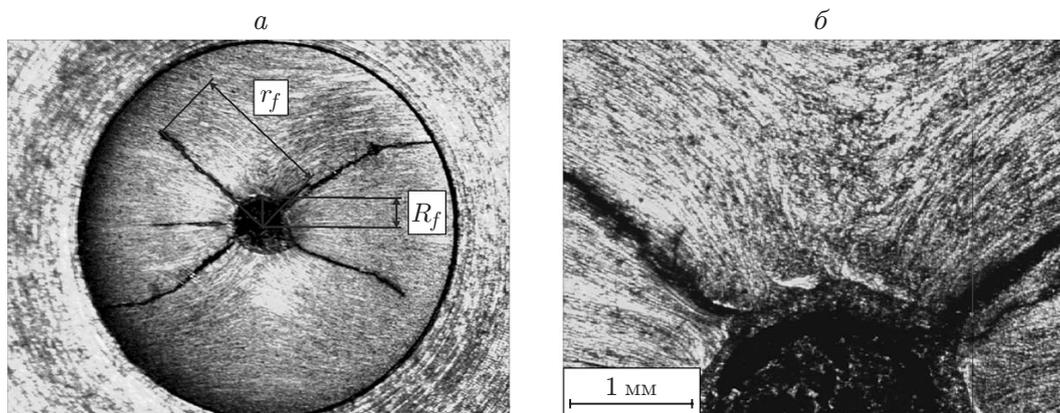


Рис. 2. Микроструктура деформированного образца с плоскостью нагружения, параллельной оси прутка:

*a* — общий вид, *б* — увеличенный фрагмент окрестности полости

деформации увеличиваются в направлении от периферии к центру). В области, где ориентация элементов структуры перпендикулярна направлению нагружения и упрочняющая фаза распределена хаотически, трещины отсутствуют, наблюдается нарушение ячеистой структуры вследствие перемещения агломератов. Совпадение направлений приложенного напряжения и ориентации элементов структуры оказывает такое же влияние на деформируемость материала, как и увеличение эффективного размера агломератов упрочняющей фазы. В работе [10] показано, что переход от сдвиговой деформации, обусловленной движением дислокаций, к ротационной, обусловленной проскальзыванием элементов микроструктуры, зависит от соотношения скорости деформации  $\dot{\epsilon}$  и размера структурных носителей ротационной деформации  $d$ . Чем больше скорость, тем больше размер носителей. Таким образом, в областях, где ориентация элементов структуры совпадает с направлением нагружения, скорость  $\dot{\epsilon} \approx 10^5 \text{ с}^{-1}$  и соответственно уровень напряжений недостаточны для реализации ротационной моды, обеспечивающей сохранение режима однородного деформирования материала без образования трещин.

В работе [9] показано, что найденные в [7] оптимальные параметры сварки (скорость соударения свариваемых пластин  $V_0 = 400 \text{ мм/с}$ , определяющая величину  $\dot{\epsilon} \approx 10^7 \text{ с}^{-1}$ , и угол соударения  $\gamma \approx 8^\circ$ ) [10] исключают влияние ориентации элементов структуры на процесс образования соединения нанокompозита с металлом. При соударении пластины из МК со структурой, элементы которой ориентированы преимущественно в одном направлении, и медной пластины под углом  $\gamma \approx 8^\circ$  напряженное состояние в композите аналогично напряженному состоянию при коллапсе ТСЦ в областях, где направление нагружения не совпадает с направлением ориентации элементов структуры (см. рис. 2, б). Такое напряженное состояние исключает трещинообразование в зоне соединения.

Большая скорость деформации  $\dot{\epsilon} \approx 10^7 \text{ с}^{-1}$  обуславливает большой размер элементов структуры, обеспечивающих ротационный механизм деформации (пластическая деформация происходит за счет проскальзывания не только отдельных частиц диборида титана, но и агломератов ( $d \approx 5 \text{ мкм}$ ) и их скоплений в медной матрице) [11]. Вследствие этого увеличивается деформируемость материала в целом. В результате смещений и поворотов совокупностей агломератов над гребнями волн шва наблюдается сгущение полос из агломератов упрочнителя, а во впадинах — их искривление и увеличение расстояния между ними (рис. 3).

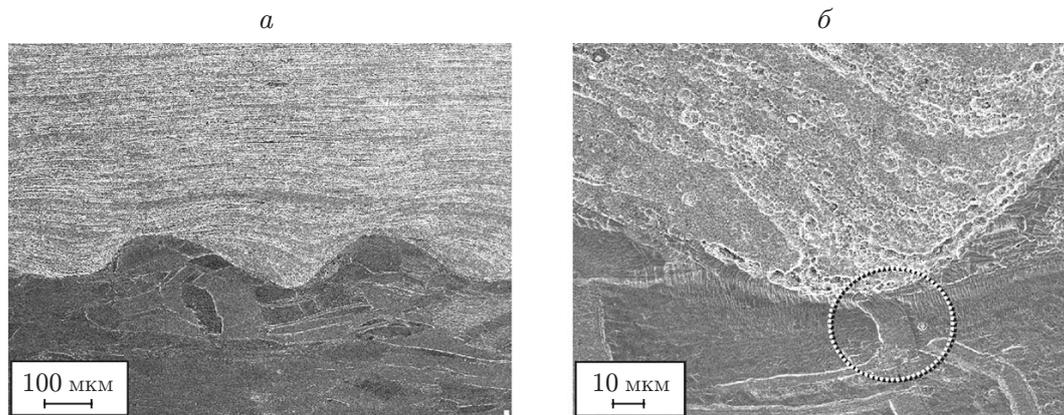


Рис. 3. Окрестность сварного соединения:  
*a* — общий вид, *б* — увеличенный фрагмент сварного соединения

Поскольку рассматриваемый МК представляет собой упрочненный аналог внутренне окисленной меди, актуальным является исследование возможности его сварки с медными элементами конструкций.

**2. Микроструктура сварного соединения.** Сварка взрывом пластин МК с медью проводилась при оптимальных параметрах соударения, указанных выше. Микроструктура образцов исследовалась на сканирующем электронном микроскопе с разрешением 1 нм. Анализ микроструктуры области соединения меди и композита (см. рис. 3) показал, что соединение является однородным, не содержит расслоений, неприваров или расплавов. Кроме того, изгиб двойника в меди, расположенного на границе соединения (см. рис. 3,б), и изменение картины полос из агломератов частиц упрочняющей фазы свидетельствуют о большой величине деформации, испытанной свариваемыми материалами [12].

**3. Испытания на изгиб.** Испытания образцов на изгиб позволяют получить оценки пластичности и качества сварных соединений. Испытания на трехточечный изгиб проводились на двухслойных балках с квадратным сечением с размерами  $4 \times 4$  мм (толщина слоя композита 1,6 мм), расстояние между опорами составляло 14,5 мм. Ячеистая структура МК, сформированная частицами упрочняющей фазы, была ориентирована вдоль шва (см. рис. 3,а). В испытываемых образцах слой МК располагался сверху, слой меди — снизу. Анализ результатов испытаний позволяет оценить качество полученного шва, а также изучить характер развития трещин.

При трехточечном изгибе однородной балки ее срединное горизонтальное сечение не испытывает продольных деформаций, нижние сечения испытывают растяжение, а верхние — сжатие. Известно, что при чистом изгибе наибольшие нормальные напряжения возникают в крайних волокнах, где касательные напряжения отсутствуют, а наибольшие касательные напряжения имеют место в нейтральном слое, где нормальные напряжения равны нулю. В этих случаях условия прочности формулируются отдельно для нормальных и касательных напряжений. В рассматриваемом случае двухслойной балки сопротивление деформированию верхнего слоя больше, чем сопротивление нижнего, недеформируемое сечение смещено в верхний слой, а граница соединения слоев (область сварки) оказывается в области, испытывающей растяжение. Поскольку материалы соединены жестко, их деформации в зоне соединения можно считать одинаковыми (см. рис. 3). Так как сопротивление деформированию материалов в верхнем и нижнем слоях значительно различается, на границе материалов возникают большие касательные напряжения, что создает опасность расслоения.

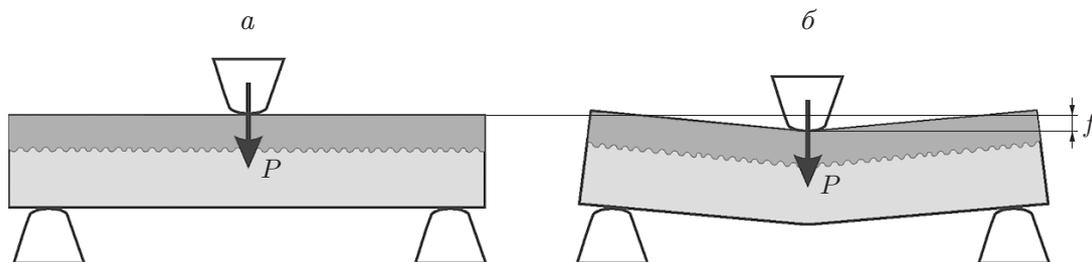


Рис. 4. Схема нагружения сварной балки при поперечном изгибе:

*a* — балка до деформации, *б* — балка после деформации

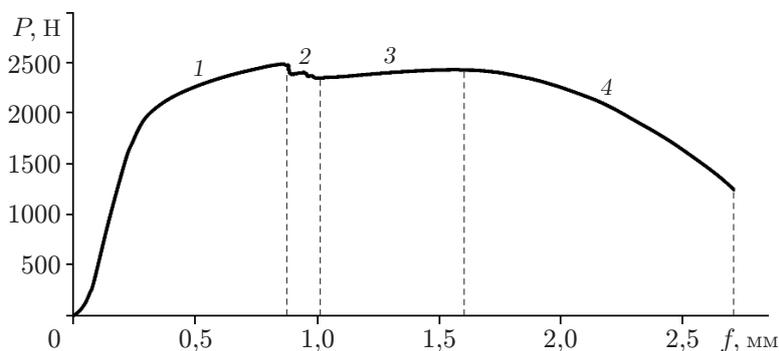


Рис. 5. Зависимость прогиба балки  $f$  от приложенной силы  $P$  при жестком нагружении:

1–4 — участки диаграммы нагружения, соответствующие основным этапам деформирования балки

На рис. 4 приведена схема нагружения рассматриваемой двухслойной балки, на рис. 5 — зависимость прогиба балки  $f$  от силы давления  $P$  на пуансон при нагружении. На кривой зависимости  $f(P)$  можно выделить четыре участка, соответствующих основным этапам деформирования балки.

На этапе 1 происходит упругопластическое деформирование, при котором различие напряжений на границах шва увеличивается вплоть до достижения предела текучести нанокompозита. Разрушения на этом этапе не происходит.

Началу этапа 2 соответствует уменьшение приложенной силы вследствие возникновения первичного разрушения композитного материала (см. рис. 5). На рис. 6 показана начальная трещина, образовавшаяся на этапе 2. Видно, что трещина появилась в МК на гребне волны и распространялась параллельно шву в полосе между плотно расположенными частицами упрочняющей фазы, а также перпендикулярно направлению ориентации элементов структуры. В области зарождения трещины произошло сильное сжатие МК при сварке взрывом, в результате чего появились сгущение полос упрочняющей фазы (см. рис. 3) и большие внутренние напряжения, обусловившие начало трещинообразования. Из рис. 6 следует, что гребень волны является сильным концентратором напряжений. Зона сварки находится ниже нейтральной полосы, т. е. в области действия как нормальных, так и касательных напряжений, что обусловило начальную форму трещины. Начальная трещина распространялась в двух направлениях: вдоль полос скопления агломератов упрочнителя, огибающих шов (трещина сдвига), и поперек полос скопления, ориентированных вдоль балки (трещина отрыва). Во впадине имело место растяжение материала и увеличилось расстояние между полосами, состоящими из агломератов упрочняющей фазы, что привело к релаксации напряжений и замедлению роста трещины в направлении шва.

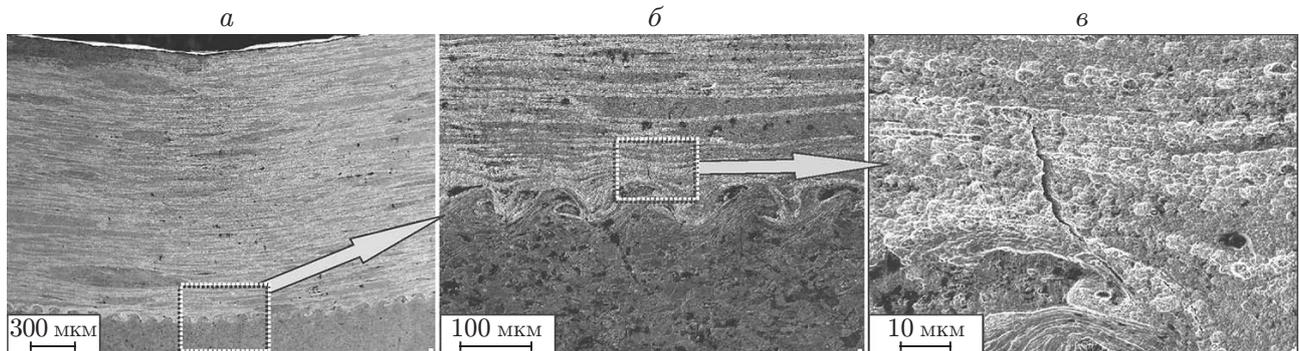


Рис. 6. Изгиб сварной балки:

*a* — элементы структуры композита, ориентированные вдоль сварного шва, *б* — деформация композита вблизи шва, *в* — первичная трещина при изгибе

Поскольку продольный размер трещины мал по сравнению с длиной волны шва волнообразной формы, распространение ее на всю ширину балки (в направлении, перпендикулярном плоскости рисунка) маловероятно. Более вероятно последовательное образование нескольких трещин вдоль гребня волны, о чем свидетельствует ступенчатый характер уменьшения нагрузки на этапе 2.

Следует отметить, что и на гребне, и во впадине при деформировании в условиях сварки взрывом ( $\dot{\epsilon} \approx 10^7 \text{ с}^{-1}$ ) наблюдается смещение полос агломератов.

После образования трещины напряженно-деформированное состояние меняется.

На этапе 3 разрушения сварного шва не происходит. По мере приближения ветви трещины, распространяющейся в поперечном направлении, к нейтральной полосе нормальные напряжения уменьшаются до нуля, тогда как касательные напряжения достигают максимального значения. Причиной временного прекращения роста поперечной трещины может служить релаксация напряжений перед ее вершиной за счет продольных сдвигов в вытянутых вдоль шва ячейках, состоящих из субмикроструктур меди с единичными вкраплениями частиц нанокристаллического диборида титана. Однако протяженность этих полос скольжения ограничена стенками ячеек, скоплениями агломератов упрочняющей фазы, представляющих собой сильные концентраторы напряжений. Такой характер микроструктуры обуславливает появление и развитие продольных трещин. На этом этапе происходит раскрытие трещины, распространяющейся в поперечном направлении, а также развитие области локализации деформаций в медных прослойках между полосами агломератов (рис. 7). С этого момента касательные напряжения играют основную роль в разрушении композита (этап 4). Рост поперечной трещины возобновляется при некотором критическом раскрытии продольных трещин.

Уменьшение напряжения происходит за счет роста поперечных трещин, сопровождаемого образованием и развитием многочисленных трещин вдоль прослоек ячеистой структуры (см. рис. 7,б). При достижении некоторой длины поперечной трещины релаксация внутренних напряжений, возникающих при увеличении прогиба, происходит вследствие развития продольных трещин.

**Заключение.** Результаты исследования свидетельствуют о высоком качестве соединения нанокompозита с металлом, полученного при сварке взрывом. Широкие возможности сварки взрывом (в частности, разнообразие пар материалов) определяются условием деформирования на границе соединения, прежде всего большими скоростями деформации, обеспечивающими реализацию процесса деформации на мезоуровне. Последнее обуславливает большие деформации, возникающие за счет проскальзывания элементов структуры, что характерно для механизма деформирования нанокристаллических материалов.

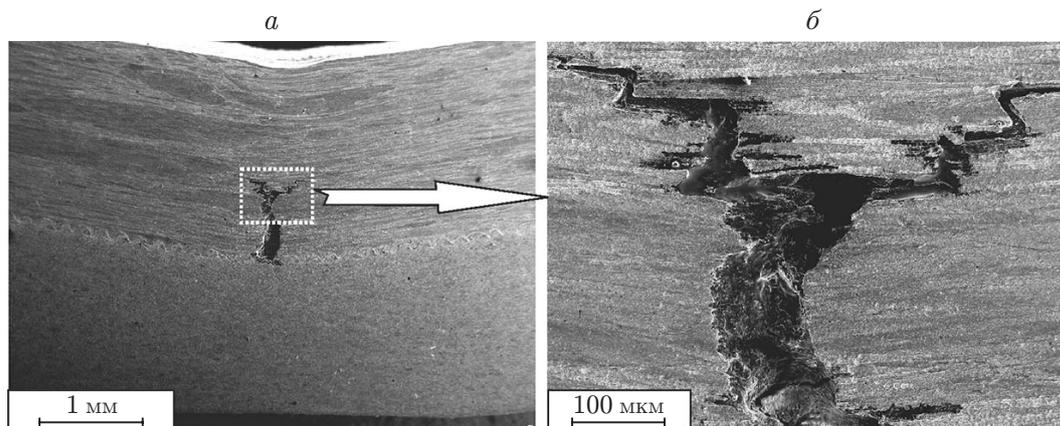


Рис. 7. Развитие трещины при изгибе:

*a* — общий вид трещины в изогнутой балке, *б* — верхняя часть трещины

Проведенные испытания позволяют сделать вывод, что при поперечном изгибе двухслойной сварной балки МК — медь разрушение происходит в более прочном материале сваренной пары без существенного разрушения в области шва. Это свидетельствует о достаточно высоком качестве получаемого сварного соединения. Испытания балочных образцов МК — медь на изгиб также показали, что разрушение происходит в МК и зависит от его структуры.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Береснев В. М., Погребняк А. Д., Азаренков Н. А. и др. Нанокристаллические и нанокompозитные покрытия, структура, свойства // Физ. инженерия поверхности. 2007. Т. 5, № 1/2. С. 4–27.
2. Гульбин В., Попов В., Севостьянов И. Металломатричные композиты, упрочненные высокотвердыми нанопорошками // Наноиндустрия. 2007. № 1. С. 16–19.
3. Панин С. В., Власов И. В., Сергеев В. П. и др. Повышение усталостной долговечности стали 12Х1МФ наноструктурированием поверхностного слоя ионным пучком  $Zr^+$ . Исследование деформации и разрушения на мезомасштабном уровне // Физ. мезомеханика. 2014. № 4. С. 97–110.
4. Головнев И. Ф., Головнева Е. И., Фомин В. М. Молекулярно-динамическое исследование роли поверхности в процессе разрушения наноструктур // Физ. мезомеханика. 2014. № 6. С. 51–72.
5. Бондарь М. П., Карпов Е. В. Получение композитов на металлической основе, упрочненных наночастицами диборида титана // ПМТФ. 2014. Т. 55, № 1. С. 40–56.
6. Лысак В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. М.: Машиностроение, 2005.
7. Бондарь М. П. Тип локализации пластической деформации на контактах, определяющий образование связи // Физика горения и взрыва. 1995. Т. 31, № 5. С. 122–128.
8. Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П. Локализация деформации при схлопывании толстостенного цилиндра // Физика горения и взрыва. 1994. Т. 30, № 4. С. 99–111.
9. Бондарь М. П., Дмитриев А. И. Исследование развития пластической деформации в мезокompозитных материалах в условиях динамического нагружения применительно к образованию их соединения с металлами // Физ. мезомеханика. 2015. № 3. С. 47–57.

10. **Бондарь М. П., Мержиевский Л. А.** Эволюция микроструктуры металла и условия локализации деформаций при высокоскоростном нагружении // Физика горения и взрыва. 2006. Т. 42, № 3. С. 121–131.
11. **Панин В. Е., Строкатов Р. Д.** Динамика мезоскопической структуры и сверхпластичность аустенитных сплавов и сталей // Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. Новосибирск: Наука. Сиб. издат. фирма, 1995. Т. 1. С. 208–241.
12. **Бондарь М. П., Оголихин В. М.** Пластическая деформация и образование связи при сварке взрывом медных пластин // Физика горения и взрыва. 1988. Т. 24, № 1. С. 122–127.

*Поступила в редакцию 18/VI 2015 г.,  
в окончательном варианте — 6/VII 2015 г.*

---