

УДК 539.4

Откольная прочность титановых сплавов

А.К. Диваков, Ю.И. Мещеряков, Н.И. Жигачева,
Б.К. Барахтин¹, W.A. Gooch²

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, 199178, Россия

¹ ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей», Санкт-Петербург, 191015, Россия

² U.S. Army Research Laboratory, Aberdeen, MD 21005, USA

В серии опытов по высокоскоростному соударению различных по акустическому импедансу комбинаций ударник–мишень, включая Al–Ti, сталь–Ti, Ti–Ti, показано, что в $\alpha+\beta$ титановых сплавах имеет место $\beta \leftrightarrow \omega$ фазовое превращение, инициированное ударным нагружением. Наличие ω -фазы подтверждено рентгеноструктурными исследованиями образцов сплава BT14, нагруженными в различных диапазонах скоростей ударника. Экспериментально показано, что выше скорости ударника ~ 500 м/с откольное разрушение происходит раньше обратного $\omega \rightarrow \alpha$ фазового превращения на заднем фронте импульса сжатия (здесь α — это α -фаза, β -фаза или их смесь). Вследствие этого откол реализуется в материале, содержащем ω -фазу, динамическая прочность которой существенно ниже β -фазы. В том случае, когда откол происходит после обратного $\omega \rightarrow \alpha$ фазового превращения, откольная прочность сплава увеличивается на 25 %.

Ключевые слова: титановые сплавы, откольная прочность, фазовое превращение, микроструктура, ударное нагружение

Spall strength of titanium alloys

A.K. Divakov, Yu.I. Mescheryakov, N.I. Zhigacheva,
B.K. Barakhtin¹ and W.A. Gooch²

Institute of Problems of Mechanical Engineering RAS, St.-Petersburg, 199178, Russia

¹ Central Research Institute of Structural Materials “Prometey”, St.-Petersburg, 191015, Russia

² U.S. Army Research Laboratory, Aberdeen, MD 21005, USA

A series of high-velocity impact tests on impactors and targets of varying acoustic impedance, including Al–Ti, Ti steel and Ti–Ti combinations, reveals a $\beta \leftrightarrow \omega$ phase transition in the $\alpha+\beta$ Ti alloys under shock loading. The presence of the ω -phase is confirmed by X-ray diffraction analysis of Ti–4.5Al–3Mo–1V alloy specimens loaded with an impactor at different impact velocities. The experiments show that at an impact velocity greater than ~ 500 m/s, spall fracture occurs earlier than the $\omega \rightarrow \alpha$ reverse phase transition (where α is the α -phase, or the β -phase, or their mixture) takes place at the release front of the compression pulse. Hence, spall develops in a material containing a ω -phase whose dynamic strength is far much smaller than that of the β -phase. For spall occurring after the $\omega \rightarrow \alpha$ reverse transition, the spall strength of the alloy increases by 25 %.

Keywords: titanium alloys, spall strength, phase transition, microstructure, shock loading

1. Введение

Прочность титановых сплавов весьма чувствительна к химическому и фазовому составам сплавов, размеру зерен, содержанию примесей и другим факторам. Как правило, эти факторы действуют одновременно, так что определение характера влияния каждого из них в отдельности связано с большими трудностями и требует выполнения значительного объема структурных исследований. По этой же причине в еще меньшей степени

исследовано влияние этих факторов в условиях динамического нагружения, где появляется ряд дополнительных факторов, в частности фазовые превращения, индуцированные ударным нагружением. Ударно-волновое поведение титана и его сплавов, включая фазовые превращения и динамическую прочность в условиях тыльного откола и пробоя пробки, изучается на протяжении нескольких десятилетий. Известно, что в исходном состоянии титан имеет ГПУ-структуру (α -фаза). В усло-

виях высоких давлений возможен переход α -фазы в метастабильную модификацию ГПУ-структуры, которая называется ω -фазой. Исследования, касающиеся фазовых превращений, в основном посвящены $\alpha \rightarrow \omega$ -переходу в чистом титане [1–5]. Результаты этих исследований могут быть кратко охарактеризованы следующими признаками:

1. В условиях квазистатического нагружения $\alpha \rightarrow \omega$ -превращение необратимо и происходит при давлении 4–9 ГПа [2].

2. При совместном действии давления и сдвига величина критического давления превращения существенно ниже и равна примерно 2 ГПа [4].

3. При нагружении титана ударными волнами при температуре 20 °С ω -фаза не сохраняется в диапазоне динамических давлений 12–50 ГПа [5].

4. Имеется зависимость критического давления $\alpha \rightarrow \omega$ -превращения от величины приложенной динамической нагрузки: с ростом нагрузки критическое давление перехода возрастает [6, 7].

Что касается $\alpha + \beta$ титановых сплавов, т.е. сплавов, в которых присутствует не только α -фаза, но β -фаза, в литературе нет сведений о наличии какого-либо фазового превращения, инициированного ударным нагружением. Для исследования ударно-волнового поведения $\alpha + \beta$ титановых сплавов в настоящей работе выполнен ряд специальных экспериментов по ударному нагружению различных по акустическому импедансу пар «ударник–мишень», с тем чтобы сравнить динамический отклик разных материалов при одинаковых условиях нагружения и выявить характерные признаки фазовых переходов в $\alpha + \beta$ титановых сплавах типа ВТ6, ВТ14, ВТ16, ВТ22 и др. С этой же целью проведены рентгеноструктурные исследования мишеней из титанового сплава ВТ14.

Дополнительной задачей исследования являлось выяснение причины немоного поведения зависимости откольной прочности $\alpha + \beta$ титановых сплавов в диапазоне скоростей ударника 200–600 м/с. По результатам работы зависимость откольной прочности от размера зерна и содержания кислорода объясняется с позиции временных соотношений между длительностью $\omega \rightarrow \beta$ фазового превращения на заднем фронте импульса сжатия и длительностью откольного процесса.

2. Влияние условий нагружения на процессы фазовых превращений и откола в титановых сплавах

Исследование фазовых превращений в твердотельных материалах при ударном нагружении обычно проводится двумя методами, дополняющими друг друга. Первый метод предполагает ударное нагружение сохраняемых в специальных капсулах образцов исследуемого материала с их последующим рентгеноструктурным

анализом после ударного нагружения [3]. В сущности, исследование проводится так же, как и в случае квазистатического нагружения, за исключением того, что предпринимаются специальные меры, для того чтобы ударная волна прошла через образец один раз, без последующих переотражений от свободных поверхностей мишени. Единственной регистрируемой при этом характеристикой ударного нагружения является скорость ударника, которая может быть пересчитана в амплитуду ударной волны, если известны плотность материала и скорость ударной волны.

Второй метод исследования предполагает, кроме измерения скорости ударника, регистрацию формы временного профиля ударной волны, распространяющейся по образцу от нагружаемой (передней) поверхности мишени к тыльной поверхности. Как оказалось, структура волнового профиля весьма чувствительна к фазовым и структурным превращениям, происходящим в материале при ударном нагружении [8]. При плоском соударении мишени с ударником на нагружаемой поверхности мишени формируется импульс сжатия, распространяющийся вглубь мишени. В упругопластической области высокоскоростного деформирования материалов, не испытывающих фазовых превращений при ударном нагружении, передний и задний волновые фронты импульса сжатия имеют двуволновую структуру, состоящую из упругого предвестника переднего фронта OA , следующего за ним пластического фронта BC , плато импульса CD , упругого предвестника заднего фронта DE и пластического фронта разгрузки FG (рис. 1, а). При наличии фазового превращения в материале мишени формируется более сложная волновая структура, состоящая из упругого предвестника и двух или более пластических фронтов. Качественная картина структуры волновых фронтов при наличии ударно-инициируемого фазового превращения показана на рис. 1, б. За упругим предвестником переднего фронта импульса сжатия OA следует пластический фронт BC в материале с исходным фазовым состоянием. Фазовое превращение начинается в точке C и заканчивается в точке D , после чего начинается второй пластический фронт DE , рас-

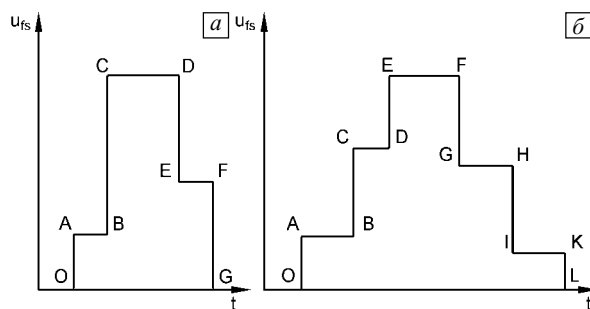


Рис. 1. Структура переднего и заднего фронтов импульса сжатия при упругопластическом динамическом деформировании без фазового превращения (а) и при наличии фазового превращения (б)

пространяющийся в новой фазе. После окончания плато импульса сжатия EF происходит сначала упругая разгрузка материала мишени FG , за которой следует пластический фронт разгрузки HI . Участок IK соответствует процессу обратного фазового превращения, если оно имеет место, и, наконец, участок KL — это пластический фронт разгрузки в материале после обратного фазового превращения. В настоящей работе основным методом исследования является сопоставление профилей волновых фронтов в материалах, не испытывающих фазового превращения, с волновыми фронтами, регистрируемыми в $\alpha + \beta$ титановых сплавах.

В отличие от $\alpha \rightarrow \epsilon$ -перехода в железе [9], при ударном нагружении чистого титана $\alpha \rightarrow \omega$ -переход фиксируется не как двуволновая структура, а как излом пластического фронта с незначительным изменением его наклона [6, 7]. Это объясняется тем, что характерное время протекания $\alpha \rightarrow \omega$ -превращения оказывается большим по сравнению с длительностью фронта импульса сжатия. В [6] высказывается предположение, что такая форма волнового фронта может быть также связана с тем, что при плоском нагружении, кроме сферической компоненты напряжения (давления), присутствует сдвиговая компонента, которая делает этот переход растянутым.

Описанная выше волновая картина обычно регистрируется датчиками, реагирующими на изменение давления или удельного объема динамически нагружаемого материала (пьезоэлектрическими, манганиновыми, емкостными), и интерферометром типа VISAR. В том случае, когда фазовое превращение имеет чисто сдвиговый характер, вышеупомянутые датчики не могут зарегистрировать ступенчатую структуру волновых фронтов, поскольку подобные переходы не приводят к изменению удельного объема материала. Примером подобного фазового превращения может служить $\beta \leftrightarrow \omega$ -переход в титановых сплавах, при котором процесс смещения соседних областей в результате перестройки кристаллической решетки протекает встречно-симметричным образом, без изменения удельного объема материала. Наличие β -фазы в исходном $\alpha + \beta$ титановом сплаве допускает возможность $\beta \leftrightarrow \omega$ -превращения. При этом благодаря близкому соответствию кристаллических решеток, малой величине смещений атомов при строгом соблюдении ориентационных соотношений превращение $\beta \leftrightarrow \omega$ может протекать бездиффузионным путем, подобно мартенситному превращению сталей при закалке. Динамический вариант кристаллографической модели образования ω -состояния в титане основан на предположении о возможной флуктуации смещения в направлении $\langle 111 \rangle$ кристаллографической решетки [10]. В случае динамического деформирования эти флуктуации проявляются в виде дисперсии массовой скорости на мезоскопическом масштабном уровне и фиксируются с помощью интерферометрической ме-

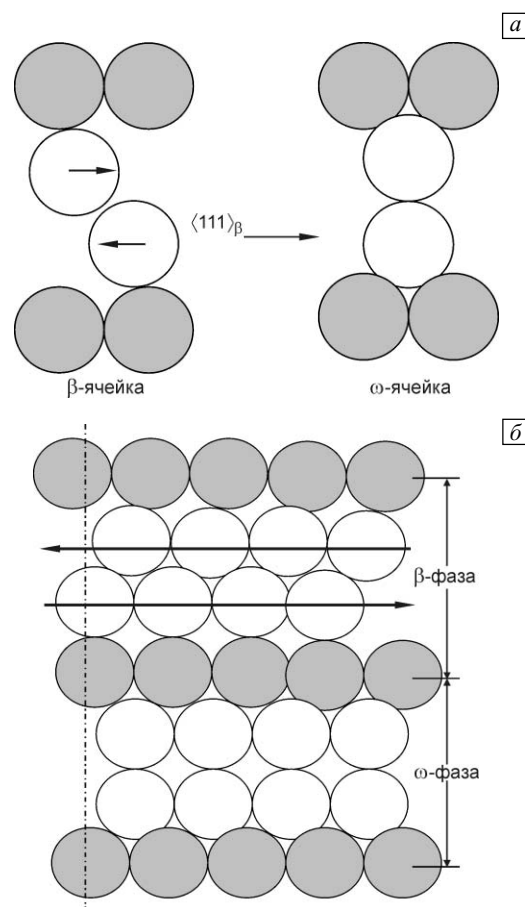


Рис. 2. Схема $\beta \leftrightarrow \omega$ -превращения, вызванного волной смещения $2/3\langle 111 \rangle$ в ОЦК-решетке

тодики. На рис. 2 показана схема $\beta \rightarrow \omega$ -превращения, вызванного продольной волной смещения $2/3\langle 111 \rangle$ в ОЦК-решетке. При таком превращении не происходит изменения удельного объема материала, а также не возникает так называемый «торосистый» рельеф на поверхности образца.

В настоящей работе проведены ударные испытания серии $\alpha + \beta$ титановых сплавов в условиях одноосной деформации (плоское соударение). Для ударного нагружения образцов в диапазоне скоростей ударника 200–600 м/с использовали однокаскадную легкогазовую пушку калибра 37 мм. В большинстве экспериментов толщина ударника подбиралась такой, чтобы реализовать тыльный откол. Для регистрации временных профилей скорости свободной поверхности мишеней использовали двухканальный скоростной интерферометр с высоким пространственным (~ 50 мкм) и временным (~ 1 нс) разрешением [11]. Кроме временного профиля средней скорости, используемая методика обеспечивает измерение дисперсии (вариации) скорости смещения среды на мезоскопическом масштабном уровне как результата локальных сдвиговых процессов в динамически деформируемом материале.

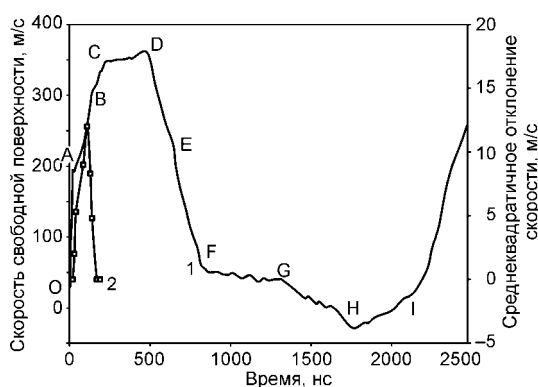


Рис. 3. Временной профиль средней скорости свободной поверхности (1) и среднеквадратичное отклонение скорости (2), полученные для мишени из сплава ВТ16 и ударника из сплава Д16 при скорости ударника 470 м/с. $H_m = 6.3$ мм, $H_{уд} = 1.87$ мм

Типичный временной профиль скорости свободной поверхности, полученный при ударном нагружении $\alpha + \beta$ титанового сплава ВТ16 представлен на рис. 3. Этот профиль можно разделить на ряд участков, каждый из которых характеризует определенную стадию динамического отклика материала. Участок OA — это упругий предвестник, AB — пластический фронт волны, BC — переходный участок между пластическим фронтом и плато импульса CD , DE — упругая разгрузка на заднем фронте импульса, EF — пластический фронт разгрузки. Далее идет горизонтальное плато FG , по окончании которого продолжается разгрузка материала (участок GH). Наконец, участок HI по времени соответствует приходу периферийных волн разгрузки. Таким образом, кроме горизонтального плато CD на вершине импульса сжатия, волновой профиль в сплаве ВТ16 характеризуется наличием участка FG на заднем фронте импульса. Аналогичные по форме импульсы сжатия зарегистрированы в ряде других титановых сплавов, в частности в сплавах ВТ6, ВТ31, ВТ14, ВТ16, ВТ20, ВТ22 и др. [12–14].

В работе не ставилась задача исследования процессов зарождения ω -фазы на переднем фронте импульса нагружения. Главной задачей исследования являлось выяснение того, как и при каких условиях может протекать обратное $\omega \rightarrow \beta$ -превращение при разгрузке. О том, что это превращение имеет место, свидетельствует наличие горизонтального участка FG и следующего за ним участка GH на заднем фронте импульса сжатия.

Трудности идентификации фазового превращения на заднем фронте импульса сжатия заключаются в том, что при плоском соударении мишени и ударника горизонтальная «полочка» на заднем фронте (участок IK на рис. 1, б) может быть сформирована путем соответствующего подбора акустических импедансов ударника и мишени даже в том случае, если материал мишени не испытывает фазового превращения [15]. Если акусти-

ческий импеданс ударника больше акустического импеданса мишени ($\rho_1 C_1 > \rho_2 C_2$), разгрузочный фронт имеет ступенчатую форму как результат взаимодействия волн на границе «ударник–мишень» (рис. 4, а). В противоположном случае, когда акустический импеданс ударника меньше, чем акустический импеданс мишени, разгрузочный фронт ступенек не имеет (рис. 4, б).

Чтобы проверить влияние условий нагружения на процессы $\omega \rightarrow \beta$ фазового превращения и откола в титановых сплавах, в настоящей работе выполнен ряд специальных экспериментов с различными по акустическому импедансу парами «ударник–мишень». Целью экспериментов являлось сопоставление динамического отклика материалов, не испытывающих фазовых превращений при ударном нагружении в данном диапазоне скоростей нагружения (алюминий, сталь и др.), с динамическим откликом исследуемых титановых сплавов. На рис. 5 представлены два временных профиля скорости свободной поверхности мишеней для пар «сталь Ст3 – алюминиевый сплав Д16» и «сплав Д16 – сплав Д16», нагруженных с одинаковой скоростью (здесь и далее первый материал — это ударник, а второй — мишень). Первый случай, в соответствии с терминологией [15], соответствует соударению пары «твердый» ударник и «менее твердая» мишень. Откол в мишени первой пары происходит в момент времени после «по-

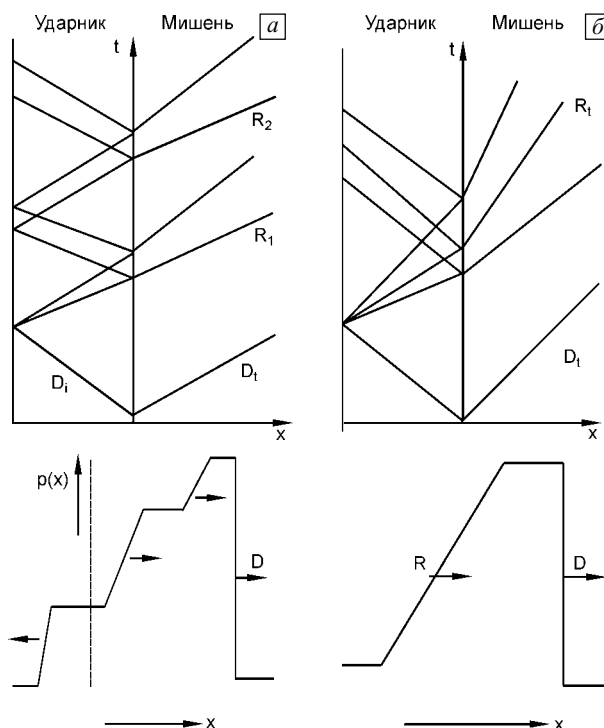


Рис. 4. Диаграмма $t-x$ волнового взаимодействия и соответствующий ей профиль давления при взаимодействии «твердого» ударника и «менее твердой» мишени (а), «мягкого» ударника и жесткой мишени (б)

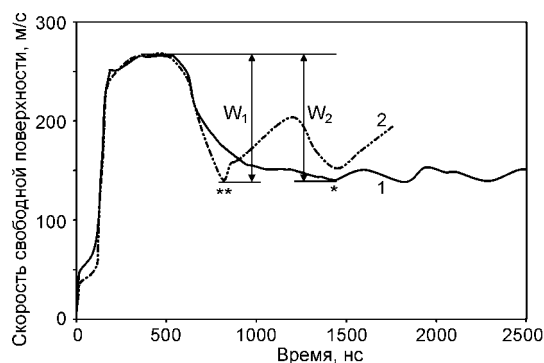


Рис. 5. Профили скорости свободной поверхности в алюминиевой мишени при соударении со стальным ударником (1) и алюминиевым ударником (2)

лочки» на заднем фронте импульса сжатия (момент откола соответствует времени $t = 1440$ нс и обозначен символом *). Во втором случае, соответствующем соударению ударника и мишени из алюминиевого сплава Д16, откол происходит непосредственно на разгрузочном фронте импульса сжатия (момент времени $t = 815$ нс обозначен символом **). Видно, что величина декремента скорости, характеризующего величину откольной прочности материала, в обоих случаях одинаковая ($W_1 = W_2$). Это показывает, что специально сформированная за счет соответствующего подбора акустических импедансов ударника и мишени горизонтальная «полочка» на разгрузочном фронте импульса не влияет на откольную прочность алюминиевого сплава. Подобное влияние имеет место в том случае, если на заднем фронте протекает фазовое превращение. Такая ситуация представлена на рис. 6, где приведены временные профили скорости свободной поверхности, полученные при сравнительных испытаниях пар сплав «ВТ6 – сплав ВТ14» (1) и «сталь Ст3 – сплав ВТ14» (2). Первый случай соответствует симметричному соударению ударника и мишени, а второй — случаю соударения «твердого» ударника и «менее твердой» мишени. Нагрузоч-

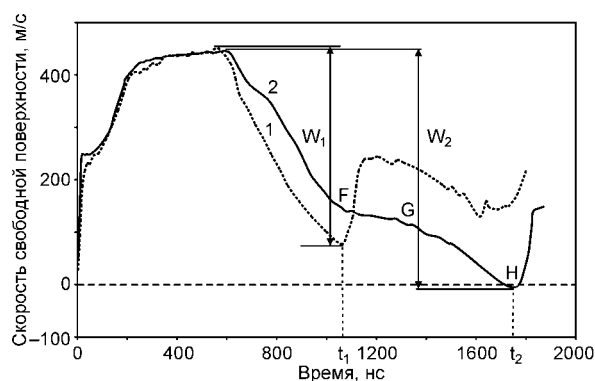


Рис. 6. Профили скорости свободной поверхности в мишени из титанового сплава ВТ14 при соударении с ударником из сплава ВТ6 (1) и со стальным ударником (2)

ные (передние) упругопластические фронты и плато импульса сжатия практически совпадают, что касается разгрузочных фронтов, то они сильно различаются: в случае 2 откол происходит в момент времени t_2 , в то время как в случае 1 откол реализуется на 0.7 мкс раньше, в момент времени t_1 , т.е. до начала $\omega \rightarrow \beta$ фазового превращения. Наличие «полочки» FG на профиле 2 приводит к увеличению откольной прочности ($W_2 > W_1$). Это происходит из-за того, что в первом случае откол происходит в присутствии ω -фазы (не хватает времени для завершения $\omega \rightarrow \alpha$ фазового превращения на заднем фронте), а во втором случае специально сформированная «полочка» FG дает время для полного осуществления этого превращения. Так как титановый сплав в β -состоянии обладает большей прочностью на разрыв, то откол происходит при большей величине растягивающего напряжения — на заднем волновом фронте появился участок дополнительной разгрузки GH .

Таким образом, наличие фазового превращения при разгрузке материала приводит к появлению дополнительного волнового фронта (участок HI на рис. 1, б). Эта ситуация была реализована также при соударении ударника из алюминиевого сплава Д16 с мишенью из сплава ВТ16 (профиль 1 на рис. 7). Видно, что после горизонтального участка FG на профиле 1 имеет место спад скорости GH . Для сравнения на этом же рисунке представлен волновой профиль 2, полученный при соударении ударника из алюминиевого сплава Д16 с мишенью из стали 38ХНЗМФА, не испытывающей фазового превращения при данной скорости нагружения. В данном случае после горизонтального участка $F'G'$ дополнительного фронта при разгрузке не возникает. Виден только вторичный волновой фронт $G'H'$, дважды прошедший через мишень. Этот опыт также свидетельствует о том, что наличие $\omega \rightarrow \alpha$ фазового превращения в $\alpha + \beta$ титановых сплавах, в отличие от материалов, не испытывающих фазового превращения, существенно изменяет структуру заднего фронта и его амплитуду.

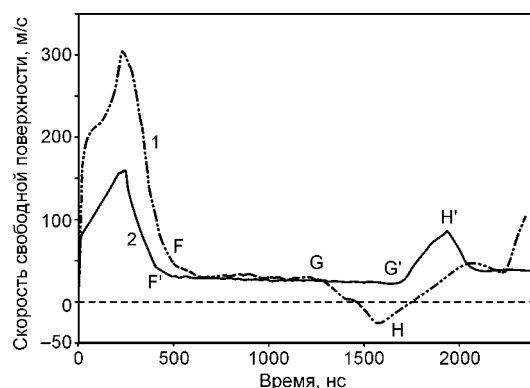


Рис. 7. Профиль скорости свободной поверхности в мишени из титанового сплава ВТ16 при соударении с алюминиевым ударником (1) и в стальной мишени при соударении с алюминиевым ударником (2)

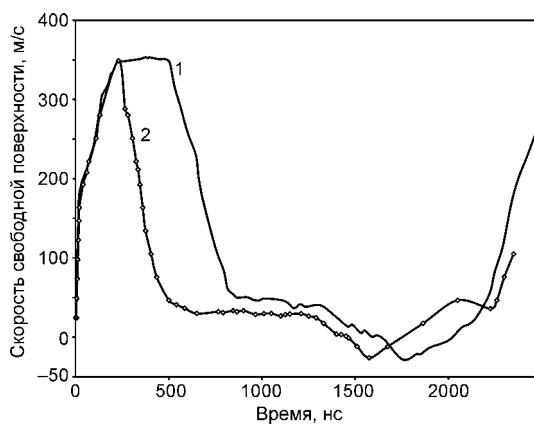


Рис. 8. Профили скорости свободной поверхности в сплаве ВТ16 при нагружении ударниками из сплава Д16 для двух длительностей импульса нагрузки. Толщина ударника — 2 (1), 0.85 мм (2), скорость ударника — 355 м/с

Как видно из сопоставления двух временных профилей скорости свободной поверхности, представленных на рис. 8, $\omega \rightarrow \alpha$ фазовое превращение на заднем фронте протекает независимо от того, какую форму имеет нагружающий импульс — треугольную или прямоугольную. При этом на переднем фронте обоих импульсов отсутствует дополнительный волновой фронт, соответствующий распространению волны в материале, испытывавшем фазовое превращение, как это имеет место, например, в случае $\alpha \rightarrow \omega$ фазового превращения в чистом титане. Это обстоятельство позволяет заключить, что $\beta \rightarrow \omega$ фазовое превращение протекает вдоль всего переднего фронта. Заметим, что как раз на переднем фронте зарегистрировано наличие дисперсии массовой скорости (см. рис. 3), которая свидетельствует о наличии флуктуаций массовой скорости, что согласно [10], способствует инициированию локальных $\beta \rightarrow \omega$ фазовых превращений вдоль всего фронта волны. На заднем фронте импульса сжатия, где флуктуации массовой скорости отсутствуют (дисперсия скорости равна нулю), $\omega \rightarrow \beta$ фазовое превращение протекает значительно медленнее, что проявляется в образовании на

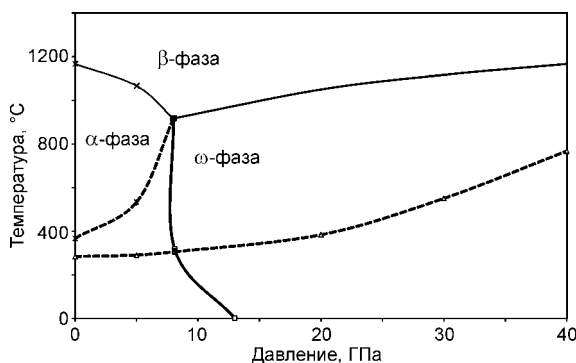


Рис. 9. Фазовая P - T -диаграмма титана

временном профиле скорости свободной поверхности горизонтальной «полочки» длительностью 0.5–0.7 мкс. В действительности точно не известно, каким образом протекает обратное фазовое превращение. В соответствии с фазовой P - T -диаграммой титана, представленной на рис. 9, в зависимости от давления и локальной температуры зародившаяся на переднем фронте ω -фаза может перейти обратно как в β -фазу, так и в одну из модификаций α -фазы (α' , α'' или их смесь), так как давление на заднем фронте импульса сжатия непрерывно меняется от максимальной величины на плато импульса до минимальной величины, соответствующей величине откольной прочности. Поэтому в настоящей работе обратное фазовое превращение ω -фазы будем условно обозначать $\omega \rightarrow \alpha$ -превращение.

Рассмотрим влияние скорости ударного нагружения на величину откольной прочности титанового сплава, испытывающего на заднем фронте импульса сжатия $\omega \rightarrow \alpha$ фазовое превращение. На рис. 10 представлены временные профили скорости свободной поверхности для двух одинаковых мишеней из сплава ВТ14, полученные при ударном нагружении в разных диапазонах скорости ударника. Первый профиль соответствует скорости нагружения 446 м/с, а второй — 536 м/с. В обоих случаях нагружение мишеней осуществлялось стальными ударниками. При этом, как было сказано ранее, на заднем фронте импульса сжатия создаются условия для формирования «полочки». Разгрузочные фронты различаются и по амплитуде, и по форме. В случае скорости нагружения 446 м/с откол происходит в момент времени t_1 , в то время как для скорости 536 м/с откол реализуется на 0.5 мкс раньше, в момент времени t_2 . При нагружении со скоростью 536 м/с перепад скоростей $E'G'$ на заднем фронте оказывается достаточным для осуществления откола еще до образования «полочки». При скорости нагружения 446 м/с перепад скоростей EG оказывается недостаточным для откола, так что формирование «полочки» GH происходит до начала

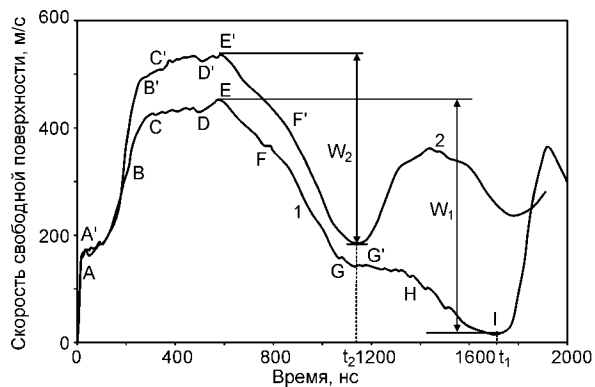


Рис. 10. Профили скорости свободной поверхности для мишеней из сплава ВТ14, полученные в различных диапазонах скоростей нагружения: 446 (1), 536 м/с (2)

откольного разрушения сплава. «Полочка» дает время для завершения $\omega \rightarrow \alpha$ фазового превращения, и откол протекает в условиях, аналогичных случаю 2 на рис. 6. В этом случае откольная прочность увеличивается примерно на 25 %.

3. Рентгеноструктурные исследования сплава ВТ14

Для сплавов титана известны две основные аллотропические модификации: низкотемпературная, α -титана, и высокотемпературная, β -титана. Из них первая имеет гексагональную кристаллическую решетку с отношением осей $c/a = 1.59$, что несколько меньше классической ГПУ-решетки, для которой $c/a = 1.63$. Высокотемпературная модификация β -титана имеет объемно-центрированную кубическую решетку.

В легированных сплавах титана возможно образование метастабильных фаз: α' , α'' и ω , которые представляют собой пересыщенные твердые растворы на основе α -титана. Установлено [16], что при быстром охлаждении из β -области происходит превращение, близкое к мартенситному. В этом случае, в зависимости от химического состава, структура металла может представлять собой смесь из $\alpha + \beta + \omega$ - или $\alpha + \beta$ -фаз. В сплавах с большим содержанием легирующих элементов при закалке из β -области происходит превращение $\beta \rightarrow \beta + \omega$. Сведения о параметрах ω -фазы долгое время оставались противоречивыми, так как ее частицы, как правило, очень дисперсны. Их размер составляет от 20 до 200 нм. Данное обстоятельство затрудняет экспериментальное исследование явлений с участием ω -фазы.

В настоящее время имеются многочисленные данные о том, что пластическая деформация способна вызывать мартенситное превращение, подобное тому, что

и при закалке. При этом благодаря близкому соответствию кристаллических решеток, малой величине смещений атомов при строгом соблюдении ориентационных соотношений превращение $\beta \rightarrow \omega$ может происходить бездиффузионным путем. Динамический вариант образования ω -фазы основан на предположении о необходимости флуктуации смещения в направлении $\langle 111 \rangle$ кристаллографической решетки. При уходе из области неустойчивости за счет изменения химического состава или температуры флуктуативная волна смещения (фонон) $2/3 \langle 111 \rangle$ должна «обозначиться» эффектом «полосчатости» в обратной решетке, известной как «диффузная» ω -фаза [10].

Задачей проведенных в настоящей работе рентгеноструктурных исследований являлось обнаружение признаков $\omega \rightarrow \alpha$ фазового превращения в $\alpha + \beta$ титановых сплавах после ударного нагружения. При этом в одном случае по признакам макроскопического отклика ударно-нагружаемых мишеней, представленным в предыдущем разделе, ω -фаза могла присутствовать, а в другом случае — нет.

Для проведения исследований использовали три образца титанового сплава ВТ14, из которых один не подвергался ударному нагружению (образец № 1), а два других были испытаны в разных условиях нагружения: пара «сплав ВТ6 – сплав ВТ14» (образец № 2) и пара «сталь Ст3 – сплав ВТ14» (образец № 3), временные профили скорости свободной поверхности для которых обсуждены ранее (см. рис. 6).

Для определения фазового состава рентгеновская съемка производилась в откольных пластинах мишеней. При этом предполагалось, что в откольной пластине образца № 2 ω -фаза должна сохраниться, а в откольной пластине образца № 3, где имело место $\omega \rightarrow \alpha$ фазовое

Результаты рентгенодифракционных исследований мишеней титанового сплава ВТ14

Таблица 1

Параметр	Дифракционная линия (hk)	Исходное состояние. Образец № 1	Ударное нагружение со скоростью 446 м/с. Образец № 2	Ударное нагружение со скоростью 536 м/с. Образец № 2
Наличие β -фазы $W_\beta \pm 2\%$	«по базису» $(002)_\alpha / (110)_\beta$	19	25	21
	«по призме» $(011)_\alpha / (110)_\beta$	14	11	14
Физическое уширение $(B_v - B) \pm 0.02^\circ$	α			
	002	0	0.03	0.1
	101	0	0.03	0.08
	102	0	0.06	0.1
	β			
	110	0	0.1	0.22
Площадь дифракционной линии $S \pm 5 \text{ мм}^2$	200	0	0.04	–0.13
	α			
	002	300	180	200
	101	1 100	1 300	850
	102	250	220	200
	β			
	110	400	350	300
	200	200	220	100

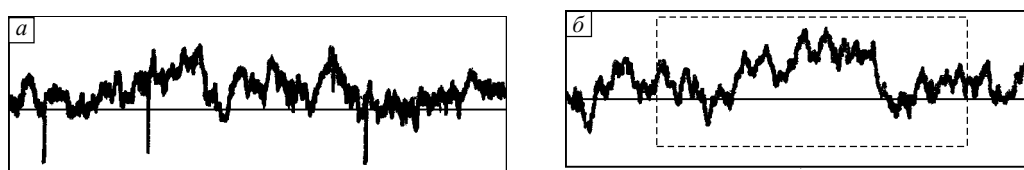


Рис. 11. Спектральные характеристики титанового сплава ВТ14, полученные для двух случаев ударного нагружения, представленных на рис. 10: ударник — сплав ВТ6 (1); стальной ударник (2). Пунктиром выделена часть спектра, соответствующая ω -фазе, ориентированной под углом 79° к кристаллографическому направлению $\langle 111 \rangle$

превращение, она должна отсутствовать. Определение фазового состава сплава выполнено по дифракционным максимумам от α -титана: (002), (101), (102) и β -титана: (110), (200). Регистрация дифракционных максимумов производилась на установке ДАРТ-УМ при одинаковых условиях съемки с контролем интенсивности первичного пучка по кварцевому эталону. Режим работы трубки: излучение Fe с длиной волны $\lambda = 0.193$ нм (напряжение на аноде 35 кВ, ток трубки 20 МА).

С учетом структурного фактора и углов дифракции наличие β -фазы вычислялось по формулам:

$$W_\beta = 100 / (1 + 2.2 S_{\alpha(011)} / S_{\beta(110)}),$$

$$W_\beta = 100 / (1 + 5.75 S_{\alpha(002)} / S_{\beta(110)}).$$

Здесь W — объемное содержание фазы; S — площадь дифракционного максимума за вычетом фона.

С помощью методических рекомендаций [17] был выбран диапазон углов дифракции 2θ , где возможно обнаружение ω -фазы с наибольшей вероятностью: 76° – 80° . Анализ искажений в кристаллической решетке проведен по результатам рентгеновской съемки, выполненной на установке ДРОН-2 с использованием излучения от медного зеркала анода рентгеновской трубки ($\lambda = 0.1544$ нм). Оценка структурных искажений производилась по физическому уширению B_v всех дифракционных линий. Поскольку в качестве эталонного использовался образец № 1, эффект уширения связан только с условиями нагружения и не подвержен влиянию технологической предыстории образцов. Уширение линий α -титана ((002), (101), (102)) и β -титана ((110) и (200)) обусловлено в основном фрагментацией зерен. В диапазоне углов, выбранных для поиска ω -фазы, эффект уширения вызывается особенностями дислокационной структуры. В табл. 1 представлены результаты обработки рентгенограмм. Можно видеть, что в исход-

ном состоянии сплав ВТ14 состоит из смеси α - и β -фаз. Разница в количестве β -составляющей, определенной «по базису» и «по призме», вызвана небольшой исходной текстурированностью заготовки мишени. В образце № 3 в кристаллической решетке α - и β -фаз происходит измельчение (фрагментация) зерен с образованием мало- и большеугловых границ. В этом процессе основная роль принадлежит малоугловым границам и статическим смещениям атомов из узлов кристаллической решетки. Об этом свидетельствуют рост физического уширения линий и снижение интенсивности большинства пиков. На этой стадии рост интенсивности линии $(101)_\alpha$ может быть вызван началом формирования «предпочтительной» микротекстуры.

В образце № 2 в строении α - и β -фаз также имеет место фрагментация. При этом, однако, происходят изменения, обусловленные процессами, локализованными в пределах атомных ячеек. Так, резкое «сужение» линии $(200)_\beta$ позволяет предположить укрупнение граней (100) в ОЦК-решетке (β -фазе). Одновременно обнаруживается увеличение интенсивности линии $(002)_\alpha$ от плоскостей (001) α -фазы (ГПУ). Данные факты можно трактовать как формирование микротекстуры со снятием упругих напряжений вблизи плоскостей типа (100).

На присутствие ω -фазы в образце № 2 указывают рентгенограммы, показанные на рис. 11, б. Можно видеть наличие слабого максимума при $2\theta = 79^\circ$ (выделен пунктиром), который свидетельствует об интерференции рентгеновских лучей от плоскостей с межплоскостным расстоянием $d = 1.207$. При дифракции лучей с длиной волны $\lambda = 0.1544$ нм величина $d = 1.207$ характеризует максимум семейства плоскостей $(112)_\omega$. В то же время подобный максимум отсутствует на рис. 11, а, где показан фрагмент рентгенограммы, полу-

Таблица 2

Химический состав сплава ВТ6

	Al	V	C	O	N	H	Fe	Другие	Ti
Допустимые значения	5.5–6.5	3.5–4.5	0.04 (max)	0.14 (max)	0.02 (max)	0.0125 (max)	0.25 (max)	0.4 (max)	Основа
Действительные значения	6.12	4.02	0.01	0.008	0.008	0.0058	0.19	< 0.4	Основа

ченной для образца № 3 для тех же углов, что и для образца № 2.

4. Влияние термомеханической обработки и содержания примеси кислорода на откольную прочность титанового сплава ВТ6

Были проведены детальные экспериментальные исследования влияния структуры и содержания примеси кислорода на откольную прочность $\alpha+\beta$ титанового сплава ВТ6. Химический состав сплава представлен в табл. 2. Во всех опытах в качестве материала ударника была использована сталь Ст3.

4.1. Влияние структуры

Для изучения влияния структуры, а именно размера зерна, на фазовые превращения в $\alpha+\beta$ титановых сплавах при ударном нагружении взят сплав ВТ6, имеющий в исходном состоянии мелкозернистую глобулярную структуру с размером зерна 14 мкм (сплав 1). Для увеличения размера зерна был проведен β -отжиг материала при температуре 1030 °С, в результате чего был получен материал с пластинчатой видманштетовой структурой и размером β -зерна 810 мкм. В итоге, в процессе термомеханической обработки сплава получены две партии сплава с разным размером зерна. Состояние структуры

Таблица 3
Состояние структуры после термической и механической обработки

Сплав	Режим термообработки	Тип микроструктуры	Средний размер зерна
1	Прокатка при температуре $\alpha \leftrightarrow \beta$ -перехода, вакуумная стабилизация (без отжига)	Частично рекристаллизованная α -фаза + межзеренная β -фаза	14 мкм
2	Прокатка при температуре $\alpha \leftrightarrow \beta$ -перехода, вакуумная стабилизация, отжиг 1038 °С — 30 мин, охлаждение на воздухе	Преимущественно зерно β -фазы с частичным превращением в α -фазу	810 мкм

Таблица 4
Характеристики квазистатической прочности сплава

Сплав	Направление прокатки	Предел текучести, ГПа	Предел прочности, ГПа	Ψ , %	δ , %
1	Вдоль прокатки Поперек прокатки	0.816 0.817	0.950 0.951	10	18 17
2	Вдоль прокатки Поперек прокатки	0.897 0.831	0.971 0.904	15	38 28
3		0.8–0.84	0.97–1.03	12	25
4		0.88–0.96	1.01–1.05	12	25

и квазистатические характеристики прочности для каждой из партий сплава представлены в табл. 3 и 4 соответственно.

Результаты ударных испытаний сплава ВТ6 партий 1 и 2 представлены в табл. 5 и 6. На рис. 12 представлены кривые зависимости декремента скорости W от скорости ударника. Видно, что режим термообработки влияет на откольную прочность титанового сплава в узком диапазоне скоростей ударника между 440 и 530 м/с. Так, для сплава 1 декремент скорости равен в среднем 426 м/с в диапазоне скоростей ударника 440–480 м/с и падает до 340 м/с при скорости ударника 530 м/с и выше. Что касается титанового сплава 2, его декремент скорости постепенно уменьшается от 380 м/с при скорости ударника 460 м/с до 351 м/с при скорости ударника 635 м/с. Представленные на рис. 12 немонотонные зависимости декремента скорости от скорости ударника $W(U_{уд})$ показывают, что в $\alpha+\beta$ титановых сплавах размер зерна существенно влияет на динамическую прочность сплава.

На рис. 13 представлены два временных профиля, полученных при ударном нагружении мишеней партий 1 и 2 при относительно близких скоростях ударника 491 и 479 м/с соответственно. В сплаве 1 процесс об-

Таблица 5
Результаты ударных испытаний сплава 1

№ опыта	Скорость ударника, м/с	Откольная скорость, м/с	Откольное напряжение, ГПа	Упругий предвестник, м/с
295	612	340	3.85	162.4
231	550	334	3.8	158.5
227	536	344	3.91	161.2
230	491	424	4.82	166.2
232	445	428	4.87	168
233	437	396	4.5	167.3
235	404	—	—	175.6
234	352	—	—	123.7

Таблица 6
Результаты ударных испытаний сплава 2

№ опыта	Скорость ударника, м/с	Откольная скорость, м/с	Откольное напряжение, ГПа	Упругий предвестник, м/с
291	635	351	3.91	165.3
228	545	360	4.09	156.1
229	511	366	4.16	158.9
236	479	363	4.12	171.5
237	460	380	4.32	156.7
241	411	—	—	165.3
238	404	—	—	174.8
239	374	—	—	145.8
240	356	—	—	160.2

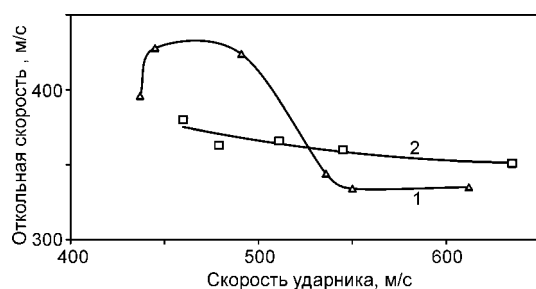


Рис. 12. Зависимость откольной скорости от скорости ударника для сплава ВТ6: сплав 1 (размер зерна $d_g = 14$ мкм) (1); сплав 2 (размер зерна $d_g = 810$ мкм) (2)

ратного $\omega \rightarrow \alpha$ фазового превращения успевает полностью завершиться. Для этого сплава обратное превращение заканчивается в точке G , при этом участок GH соответствует дальнейшей разгрузке материала, находящегося в уже β -фазе, и только в точке H происходит откол. Как видно из рис. 13, в мишени из сплава 2 откол происходит раньше, чем закончится обратное фазовое превращение — последнее начинается в точке F' и прерывается откольным процессом в точке G' .

Как правило, при полиморфном превращении зарождение новой фазы происходит на границах зерен. Далее новая фаза распространяется через тело зерна к противоположной его границе. Поскольку новая фаза зарождается во всех зернах приблизительно одновременно, обратное превращение занимает больше времени в материале с крупным зерном (810 мкм для сплава 2), чем в мелкозернистом материале (14 мкм для сплава 1). Вследствие этого в крупнозернистом сплаве откол наступает раньше, чем закончится обратное $\omega \rightarrow \beta$ -превращение. Таким образом, в случае крупного зерна откол протекает в сплаве со смешанным фазовым составом $\beta + \omega$, откольная прочность которого меньше, чем для сплава, находящегося в β -фазе (ср. $W = 428$ м/с для

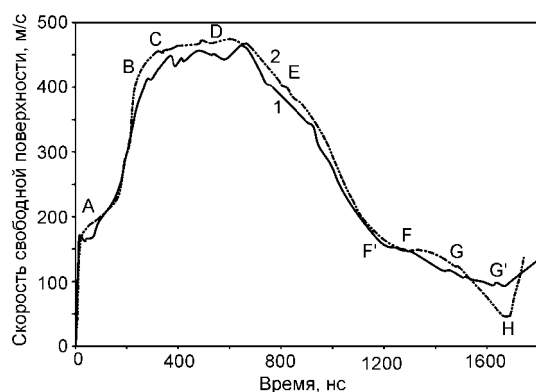


Рис. 13. Профили скорости свободной поверхности в мишени из сплава ВТ6 с разным размером зерна: 1 — сплав 1 (размер зерна $d_g = 14$ мкм), $U_{уд} = 491$ м/с; 2 — сплав 2 (размер зерна $d_g = 810$ мкм), $U_{уд} = 479$ м/с



Рис. 14. Влияние термомеханической обработки на характер откольного разрушения сплава ВТ6 партий 1 и 2: сплав 2 (размер зерна $d_g = 810$ мкм), $\times 14$ (a); сплав 1 (размер зерна $d_g = 14$ мкм) (б), $\times 14$

сплава 1 и 370 м/с для сплава 2). Как показывают рентгеноструктурные исследования образцов, испытавших частичное $\beta \rightarrow \omega$ фазовое превращение, включения ω -фазы сильно диспергированы (см. предыдущий раздел). Так как ω -фаза имеет повышенную хрупкость по сравнению с β -фазой, дисперсные частицы ω -фазы могут служить источниками зарождения трещин в динамически деформируемом сплаве, вследствие чего откольный процесс в материале с незавершенным $\omega \rightarrow \alpha$ фазовым превращением протекает значительно легче, нежели в том случае, когда обратное фазовое превращение успевает полностью завершиться.

Микроструктурные исследования образцов после ударного нагружения также указывают на изменение характера разрушения в зависимости от размера зерна (рис. 14). Несмотря на тот факт, что скорости ударника для описанных выше опытов близки и, более того, в случае ударного нагружения сплава 1 скорость ударника на 12 м/с больше, откольная щель в мишени из сплава 2 более развита. В сплаве 2 разрушение происходит по типу расслоения при среднем размере поперечных трещин $D \approx 500$ мкм и продольных трещин $H \approx 250$ мкм. Откол в сплаве 1 протекает одновременно на двух масштабных уровнях: $d = h = 10\text{--}20$ мкм и $D = H = 100\text{--}200$ мкм.

Таблица 7
Результаты ударных испытаний сплава 3

№ опыта	Скорость ударника, м/с	Откольная скорость, м/с	Откольное напряжение, ГПа	Упругий предвестник, м/с
281	572	351.3	3.9	165.1
265	555	350.5	3.9	173.5
288	484	393.5	4.38	158.2
275	471	451.7	5.03	171.8
279	452	450.3	5.01	174
277	401	—	—	163.3
273	400	—	—	167.7

Таблица 8
Результаты ударных испытаний сплава 4

№ опыта	Скорость ударника, м/с	Откольная скорость, м/с	Откольное напряжение, ГПа	Упругий предвестник, м/с
269	645	328.2	3.65	187.5
270	552	338.3	3.76	178.2
268	523	337.7	3.75	195.4
266	479	364.9	4.04	187.9
267	437	405.2	4.5	174
271	369	—	—	188.7
272	356	—	—	186.1

4.2. Влияние содержания примеси кислорода

Вторая серия испытаний посвящена исследованию влияния содержания примеси кислорода на откольную прочность титанового сплава ВТ6. Образцы партии 3 имели содержание кислорода 0.105 %, образцы партии 4 — 0.198 %, т.е. примерно в два раза больше. Квазистатические характеристики сплавов 3 и 4 представлены в табл. 4. Результаты испытаний партий 3 и 4 представлены в табл. 7 и 8 и на рис. 15. Видно, что влияние содержания кислорода на откольную прочность титанового сплава оказывается существенным только при скоростях ударника меньше 480 м/с. При больших скоростях величины откольной прочности для обоих сплавов существенно меньше.



Рис. 15. Зависимость откольной скорости W от скорости ударника для титанового сплава ВТ6 партий 3 (1) и 4 (2). Содержание кислорода — 0.105 (1) и 0.198 % (2)

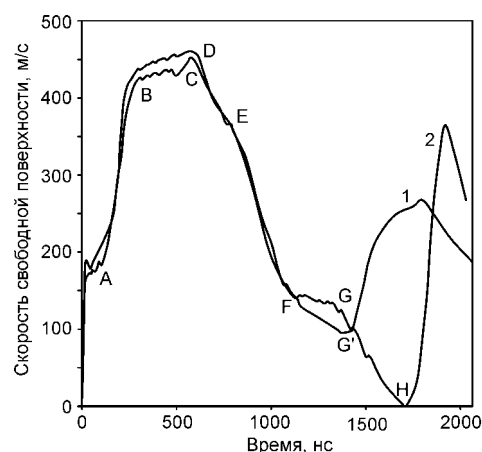


Рис. 16. Профили скорости свободной поверхности в мишени из сплава ВТ6 с разным содержанием примеси кислорода: 0.198 (1) и 0.105 % (2). G' — момент откола для сплава 4, H — момент откола для сплава 3

Влияние содержания примеси кислорода на динамическую прочность исследуемого титанового сплава необходимо рассматривать с позиции его воздействия на обратное $\omega \rightarrow \alpha$ фазовое превращение. На рис. 16 представлены два временных профиля скорости свободной поверхности, полученные при ударном нагружении ми-

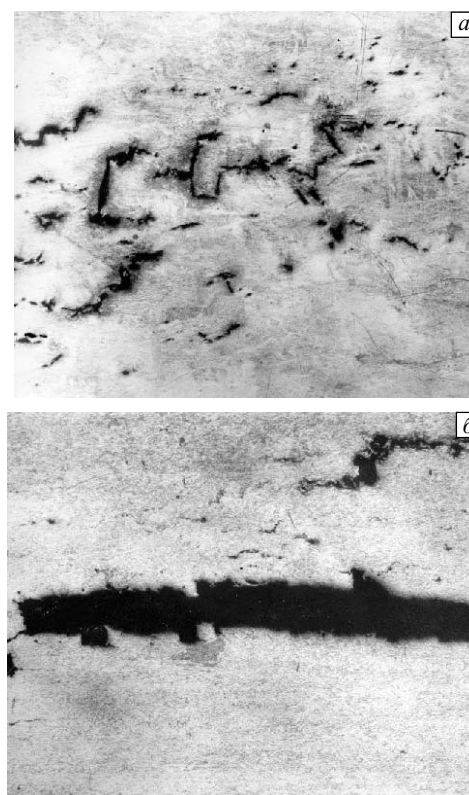


Рис. 17. Влияние содержания примеси кислорода на откольную прочность сплава ВТ6: сплав 3, содержание кислорода — 0.105 %, скорость ударника $U_{уд} = 471$ м/с (а); сплав 4, содержание кислорода — 0.198 %, скорость ударника $U_{уд} = 479$ м/с (б)

шеней из партий 3 и 4. Видно, что разгрузочные фронты в этих опытах значительно отличаются по форме. В сплаве 3 обратное $\omega \rightarrow \alpha$ фазовое превращение полностью завершилось. После обратного превращения (участок *FG*) скорость свободной поверхности снова уменьшается вплоть до точки откола *H*. В сплаве 4 обратное фазовое превращение не успевает завершиться — оно прерывается откольным процессом в точке *G'*, так что материал не успевает полностью вернуться в исходное состояние. Таким образом, увеличение содержания кислорода приводит к задержке обратного фазового превращения, причем общая продолжительность этого процесса оказывается больше, несмотря на то, что размер зерна в сплаве 4 много меньше, чем в сплаве 3.

На рис. 17 приведены фотографии откольной зоны в образцах сплавов 3 и 4. Несмотря на то что скорости ударника для обоих случаев достаточно близки ($U_{уд} = 471$ м/с для сплава 3 и 479 м/с для сплава 4), увеличение процентного содержания примеси кислорода с 0.105 до 0.198 % приводит к радикальному изменению механизма разрушения. В то время как в сплаве 3 откольное разрушение протекает с интенсивной фрагментацией откольной зоны с продольными и поперечными трещинами, в сплаве 4 откольное разрушение идет по типу расслоения с образованием магистральной трещины, параллельной свободной поверхности.

5. Заключение

В серии опытов по плоскому высокоскоростному соударению различных по акустическому импедансу комбинаций пар «ударник–мишень» показано, что в $\alpha + \beta$ титановых сплавах возможно ударно-иницированное $\omega \rightarrow \alpha$ фазовое превращение (здесь символ α обозначает β -фазу, ω -фазу или их смесь). Наличие ω -фазы подтверждено рентгеноструктурными исследованиями образцов сплава ВТ14.

Проведены испытания четырех партий титанового сплава ВТ6 с целью выявления влияния размера зерна и содержания примеси кислорода на откольную прочность сплава. Показано, что как увеличение размера зерна, так и увеличение содержания кислорода снижают откольную прочность сплава. Этот эффект объясняется с позиции $\omega \rightarrow \alpha$ фазового превращения на заднем фронте импульса сжатия. Установлено, что оба фактора приводят к задержке обратного $\omega \rightarrow \alpha$ фазового превращения. В случае незавершенности этого превращения, титановый сплав имеет сложный состав из смеси α -, β -

и ω -фаз, при этом мелкодисперсные включения ω -фазы могут служить центрами зарождения трещин в зоне откола. Это объясняет пониженную (примерно на 25 %) откольную прочность $\alpha + \beta$ титановых сплавов при скоростях ударника выше 500 м/с, когда откол успевает произойти раньше, чем на заднем фронте закончится обратное $\omega \rightarrow \alpha$ фазовое превращение.

Литература

1. Jamieson I.C. Crystal structures of titanium, zirconium and hafnium at high pressure // *Science*. – 1963. – V. 140. – No. 3562. – P. 72–73.
2. Дерибас А.А. Физика упрочнения и сварка взрывом. – Новосибирск: Наука, 1972. – 188 с.
3. Кутсар А.Р., Герман В.Н., Носова Г.И. $\alpha \rightarrow \omega$ -превращение в титане и цирконии в ударных волнах // Доклады АН СССР. – 1976. – Т. 213. – № 1. – С. 81–84.
4. Зильберштейн В.А., Носова Г.И., Эстрин Э.И. Альфа–омега превращение в титане и цирконии // ФММ. – 1973. – Т. 35. – № 3. – С. 584–589.
5. Киселев А.Н., Фальков А.А. Фазовое превращение в титане в ударных волнах // ФГВ. – 1982. – Т. 18. – С. 105–110.
6. Razorenov S.V., Utkin A.V., Kanel G.I., Fortov V.E., Yarushevich A.S., Baumung K., Karow H.U. Response of high-purity titanium to high-pressure impulsive loading // *High Press. Res.* – 1995. – V. 1. – P. 367–376.
7. Razorenov S.V., Kanel G.I., Utkin A.V., Bogach A.A., Burkins M., Gooch W.A. // *Shock Compression of Condensed Matter – 1999* / Ed. by M.D. Furnish, L.C. Chhabildas, R.S. Nixon. – Melville: AIP, 2000. – P. 415–418.
8. Duvall G.E., Graham R.A. Phase transitions under shock-wave loading // *Rev. Mod. Phys.* – 1977. – V. 40. – No. 3. – P. 523–579.
9. Barker L.M., Hollenbach R.E. Shock wave study of the (α - ϵ) phase transition in iron // *J. Appl. Phys.* – 1975. – V. 45. – No. 11. – P. 4872–4887.
10. Коллинз Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 223 с.
11. Mescheryakov Yu.I., Divakov A.K. Multiscale kinetics of microstructure and strain-rate dependence of materials // *DYMAT J.* – 1994. – V. 1. – No. 4. – P. 271–278.
12. Мещеряков Ю.И., Диваков А.К., Жигачева Н.И., Петров Ю.А. Откольная прочность и фазовые превращения в титановых сплавах при ударном нагружении // ФММ. – 1999. – Т. 87. – № 5. – С. 87–93.
13. Mescheryakov Yu.I., Divakov A.K., Zhigacheva N.I. Shock-induced phase transformation and vortex instabilities in shock loaded titanium alloys // *Int. J. Shock Waves*. – 2000. – V. 10. – P. 43–56.
14. Mescheryakov Yu.I., Divakov A.K. Kinetics of microstructure and strain-rate dependence of materials // *Int. J. Impact Eng.* – 2001. – V. 6. – P. 497–508.
15. Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. – М.: Янус-К, 1996. – 408 с.
16. Криволаз М.А. Теория рассеяния рентгеновских лучей и тепловых нейтронов реальными кристаллами. – М.: Наука, 1967. – 336 с.
17. Качественный и количественный рентгеноструктурный анализ фазового состава титановых сплавов. МР 18-36/СМИ-75. – М.: ВИЛС, 1975. – 138 с.

Сведения об авторах

Диваков Александр Кириллович, снс ИПМаш РАН, ym38@mail.ru
 Мещеряков Юрий Иванович, д.ф.-м.н., проф., зав. лаб. ИПМаш РАН, ym38@mail.ru
 Жигачева Наталия Ивановна, к.т.н., снс ИПМаш РАН, nataliazhigacheva5@gmail.com
 Барахтин Борис Константинович, к.ф.-м.н., снс ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», bbarakhtin@mail.ru
 Gooch William, Laboratory Head, U.S. Army Research Laboratory, gooch@arl.army.mil

Поступила в редакцию
 04.05.2009 г.