

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 61.72.Qq, 62.20.mj, 62.20.mm, 62.20.mt, 81.05.Rm, 81.20.Ev, 81.40.Lm

Деформация и разрушение $\alpha + \beta$ -титановых сплавов, синтезированных методом порошковой металлургии

А. И. Дехтяр, И. В. Моисеева, Д. Г. Саввакин

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

С помощью оптической металлографии и растровой электронной микроскопии изучено влияние структурно-фазового состояния (особенностей морфологии α - и β -фаз, их распределения, взаимного расположения пор и фаз) на деформационное поведение и разрушение $\alpha + \beta$ -титановых сплавов Ti-6Al-4V, Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr, Ti-10V-2Fe-3Al с остаточной пористостью 1–4%, синтезированных методом порошковой металлургии. Исследованы характер изменения формы, размера и количества пор на единицу площади в процессе неоднородной стадии деформации, а также влияние пор на особенности деформации и разрушения сплавов на этой стадии. Установлено, что для всех трёх сплавов потеря устойчивости равномерной деформации не зависит от дислокационной структуры, образованной к концу равномерной стадии. Показано, что увеличение количества межфазных границ, пересекающих пору, способствует увеличению хрупкости сплавов. Выявлено, что существует определённый критический размер пор, образующихся в исходном состоянии после синтеза сплавов, ниже которого поры в процессе деформации растяжением залечиваются и выше которого они в процессе деформации растут. Предложен механизм слияния пор, обусловленный образованием между остаточными порами деформационных пор за счёт действия гидростатических напряжений. Сплавы с остаточной пористостью, деформированные до стадии неоднородной деформации (не до разрушения), демонстрируют в сложном напряжённом состоянии повышенную хрупкость при азотных температурах, чего не наблюдается в компактных титановых сплавах. Это означает, что поры способствуют зарождению микротрещин на них задолго до разрушения образца, т.е. в начале неоднородной или в конце равномерной стадии деформирования.

За допомогою оптичної металографії та растрової електронної мікроскопії вивчено вплив структурно-фазового стану (особливостей морфології α - і β -фаз, їх розподілу, взаємного розташування пор і фаз) на деформаційну поведінку і руйнування $\alpha + \beta$ -титанових сплавів Ti-6Al-4V, Ti-5Al-5V-

5Mo–3Cr, Ti–10V–2Fe–3Al із залишковою пористістю 1–4%, синтезованих методом порошкової металургії. Досліджено характер зміни форми, розміру та кількості пор на одиницю площі в процесі неоднорідної стадії деформації, а також вплив пор на особливості деформації та руйнування стопів на цій стадії. Встановлено, що для всіх трьох стопів втрата стійкості рівномірної деформації не залежить від дислокаційної структури, утвореної в кінці рівномірної стадії. Показано, що збільшення кількості міжфазних меж, які перетинають пору, сприяє підвищенню крихкості стопів. Виявлено, що існує певний критичний розмір пор, що утворюються у вихідному стані після синтезу стопів, нижче якого пори протягом деформації заліковуються і вище якого вони в процесі деформації ростуть. Запропоновано механізм злиття залишкових пор, який обумовлений утворенням між ними деформаційних пор за рахунок дії гідростатичних напружень. Стопи із залишковою пористістю, деформовані до неоднорідної деформації (не до руйнування), демонструють у складнонапружених станах підвищену крихкість за азотних температур, чого не спостерігається в компактних титанових стопах. Це означає, що пори сприяють зародженню мікротріщин на них задовго до руйнування зразка, тобто на початку неоднорідної або наприкінці рівномірної стадії деформування.

The influence of structural and phase states (morphology character of α - and β -phases, their distributions, pores' and phases' relative position) on the deformation behaviour and fracture of $\alpha + \beta$ -titanium alloys Ti–6Al–4V, Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr, Ti–10V–2Fe–3Al (with 1–4% residual porosity) synthesised by powder-metallurgy method is studied by optical metallography and scanning electron microscopy. There are investigated changes of shape, size and number of pores per unit of area as well as pores' influence on deformation and fracture during inhomogeneous deformation stage. As found for all three alloys, the loss of stability of uniform deformation is not dependent on dislocation structure formed at the end of uniform stage. The increase of number of interphase boundaries intersecting a pore promotes the alloy brittleness rise. The existing of a critical size of pores arisen in the initial state after synthesis is shown. Tensile strain heals the pores, if their sizes are below critical one; otherwise, sizes of pores are increased. Mechanism of void coalescence conditioned by appearance of deformation pores between residual ones due to hydrostatic stresses action is suggested. Alloys with residual porosity deformed up to inhomogeneous deformation (not to fracture) demonstrate the enhanced brittleness in complex-stressed states at nitrogen temperatures that does not observed in compact titanium alloys. This is meaning that pores promote the microcracks' nucleation on them long before samples' fracture, *i.e.* in the beginning of inhomogeneous deformation stage or even at the ending of uniform one.

Ключевые слова: $\alpha + \beta$ -титановые сплавы, структурно-фазовое состояние, порошковая металлургия.

(Получено 15 мая 2013 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В предыдущих наших статьях [1, 2] были рассмотрены некоторые вопросы, связанные с деформацией и разрушением титановых $\alpha + \beta$ -сплавов, полученных с использованием методов порошковой металлургии. Было показано, во-первых, что наличие небольшой (в пределах 1–4% объемных) пористости в материале не изменяет механизма деформации на стадии равномерной деформации. Во-вторых, были обнаружены особенности деформационного поведения и зависимость механизма деформации от морфологии фаз в этих сплавах. Однако вопросы, связанные с конкретным влиянием пор на качественные и количественные характеристики деформационного поведения на стадии неравномерной деформации и, особенно, при разрушении, оставались в стороне. Кроме того, значительный интерес представляют особенности развития микроструктуры и количества пор на единицу площади в процессе неравномерной деформации в зависимости от морфологии фаз и их влияние собственно на разрушение. Поэтому в настоящем исследовании ставились следующие задачи.

1. Провести сравнительный анализ механического поведения разных титановых сплавов с остаточной пористостью на стадиях равномерной и неравномерной деформации в зависимости от особенностей морфологии и объемного количества α - и β -фаз, взаимного расположения пор и фаз.

2. Исследовать характер изменения формы, размера и количества пор на единицу площади на стадии неоднородной деформации.

3. Исследовать влияние пор на особенности неоднородной деформации и разрушения сплавов.

Следует заметить, что в такой последовательной форме и в таком содержании проблема влияния пористости на деформацию и разрушение в многофазных сплавах с разным содержанием фаз до сих пор должным образом не изучена.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследований были выбраны титановые сплавы Ti–6Al–4V (Ti-6-4), Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr (Ti-5-5-5-3), Ti–10V–2Fe–3Al (Ti-10-2-3) (цифры — массовые проценты) с остаточной пористостью, полученные методом порошковой металлургии. Выбор диктовался основной причиной: все сплавы являются $\alpha + \beta$ -сплавами, в которых морфология фаз носит пластинчатый характер. Отличие заключается в объемном содержании β -фазы — Ti–6Al–4V (4–6% β -фазы) и Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr, Ti–10V–2Fe–3Al (40–50% β -фазы) в равновесном состоянии, что в большой мере определяет дисперсность α -пластин, а также характер расположения α -фазы относительно

границ β -зерен.

Сплавы синтезировали методом прессования и вакуумного спекания смесей порошковых компонентов. Вместо титанового порошка в качестве основы смеси использовали порошок гидрированного титана [3], что способствовало активизации процессов спекания и химической гомогенизации. Сплавы получали из порошков лигатур и гидрида титана со средним размером частиц 60–80 мкм. Прессование осуществляли при комнатной температуре при давлении 300–400 МПа.

Синтез проводили в вакуумной печи СШВЭ-1.2,5/25 в вакууме 10^{-2} – 10^{-3} Па в течение 4 часов при температуре 1250°C в однофазной β -области с последующим охлаждением в печи. Такой режим синтеза обеспечивал образование $\alpha + \beta$ -фазового состава сплавов, близкого к равновесному. В синтезированных сплавах наблюдается низкая остаточная пористость, гомогенная микроструктура и низкое содержание примесей [3]. Характеристики полученных сплавов приведены в табл. 1.

Среднестатистический размер пор составлял 8–10 мкм, максимальный — до 15–20 мкм.

Цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 4 мм, выточенные из сплавов с помощью токарной обработки, испытывали на растяжение со скоростью $6 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ при комнатной температуре в установке INSTRON-3367 с автоматической записью и компьютерной обработкой кривых напряжение-деформация.

На оптическом микроскопе Olympus IX-70 определяли морфологию и распределение фаз, а также изменение количества пор на единицу площади и их распределения в процессе деформации.

Поверхности разрушения и особенности развития пор и пространства между порами на стадии неоднородной деформации изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа Superprob-733 фирмы JEOL. Диаметр шейки в месте разрушения образ-

ТАБЛИЦА 1. Средние значения макроскопических характеристик исследованных сплавов.

| Сплав | Ti-6-4 | Ti-5-5-5-3 | Ti-10-2-3 |
|---|--------|------------|-----------|
| Пористость, % | 1,8 | 3,2 | 4,0 |
| Размер зерна, мкм | 80 | 75 | 105 |
| Предел текучести, МПа | 885 | 970 | 945 |
| Предел прочности, МПа | 975 | 1070 | 1035 |
| Удлинение до разрушения, % | 13,3 | 7,75 | 9,85 |
| Относительное сужение при разрушении, % | 24,2 | 7,2 | 15,8 |

цов и радиус кривизны шейки вдоль оси образца измеряли на инструментальном микроскопе WTA1-0200MM с точностью 0,001 мм.

Для возможности исследования характера изменения общей объемной пористости и особенностей развития пор на стадии неравномерной деформации изготавливали по 4 образца каждого сплава. Один образец растягивали непрерывно до разрушения, а 3 остальных образца растягивали с остановкой при достижении определенного уровня напряжений на неравномерной стадии (не доводя до разрушения). Разброс повторяемости кривых растяжения при этом не превышал $\pm 1\%$.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты механических испытаний, усредненные по нескольким образцам каждого сплава, представлены в табл. 1.

Из этих данных следует, что наибольшей прочностью обладает сплав Ti-5-5-5-3, тогда как пластичность наиболее высокая у сплава Ti-6-4. Обращает на себя внимание и то, что сплавы Ti-6-4 и Ti-10-2-3 разрушаются с выраженной шейкой, то есть пластично. В то же время сплав Ti-5-5-5-3 демонстрирует менее пластичное разрушение, когда шейка выражена слабо. Сопоставление этих результатов с такими макроскопическими показателями как уровень объемной пористости и средний размер зерна (см. табл. 1) не приводит к однозначному и ожидаемому соответствию. А именно, сплав с наибольшей пористостью разрушается пластично, а сплав с наименьшим размером зерна разрушается менее пластично. Очевидно, что в титановых сплавах с остаточной пористостью характеристики прочности и пластичности связаны с более сложными механизмами и процессами, протекающими при деформации.

Машинные диаграммы растяжения были перестроены в координатах истинная деформация–истинное напряжение (см. рис. 1).

Для стадии равномерной деформации (участки кривых на рис. 1 до вертикальной черты) это было сделано согласно [1, 2]. Для стадии неоднородной деформации истинные напряжения и деформации рассчитывали по формулам [4]. Стадия формирования шейки, или сосредоточенной деформации, описывается дифференциальным уравнением:

$$\frac{\partial}{\partial e} \left(S \frac{F}{F_0} \right) = 0, \quad (1)$$

где e — истинная деформация, S — истинное интегральное напряжение, F — текущее значение площади поперечного сечения в шейке, F_0 — исходное значение площади поперечного сечения образца. Согласно [4], руководствуясь условием непрерывности деформации-

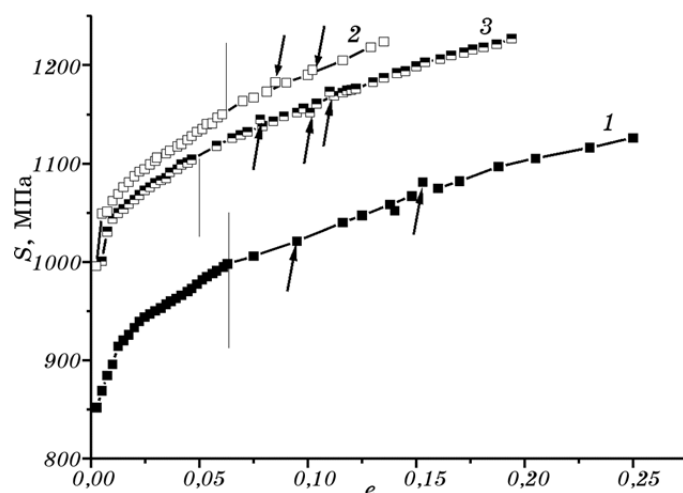


Рис. 1. Полные кривые деформационного упрочнения в координатах истинная деформация–истинное напряжение для сплавов с остаточной пористостью: 1 — Ti-6-4, 2 — Ti-5-5-5-3, 3 — Ti-10-2-3. Вертикальной чертой отмечена граница между равномерной и неоднородной стадиями деформации. Стрелками отмечены места остановки растяжения для различных образцов, использовавшихся при исследовании структурных особенностей на стадии неоднородной деформации.

онных кривых (1) и учитывая появление гидростатической составляющей напряжений на стадии сосредоточенной неоднородной деформации, рассчитывали полную кривую в координатах истинное напряжение – истинная деформация. При этом измерение радиуса кривизны и диаметра в месте разрыва образцов позволяло учитывать неоднородное сужение в шейке. Таким образом, достигали сшивания кривых при переходе от стадии равномерной деформации к стадии неоднородной деформации (рис. 1).

Обращает на себя внимание равенство продолжительности стадии равномерной деформации для сплавов Ti-6-4 и Ti-5-5-5-3 (6,3%) и несколько меньшее значение для сплава Ti-10-2-3 (5%). В то же самое время, последующая сосредоточенная (неоднородная) деформация существенно неодинакова по величине, что проявляется в уровне пластичности разрушения. Однако наиболее важно то, что к концу равномерной деформации в этих сплавах образуется различная дислокационная структура.

В работах [1, 2] было установлено, что сосредоточенная неоднородная деформация в сплавах Ti-6-4 и Ti-10-2-3 начинается уже при появлении дислокационных клубков и сплетений, а в сплаве Ti-5-5-5-3 — после образования неразориентированной ячеистой субструктуры. Это означает, что образование различной дислокационной структуры может в разных сплавах происходить при достижении

одинаковой степени деформации. В свою очередь это говорит о том, что потеря устойчивости равномерной деформации в сплавах с остаточной пористостью практически не зависит от дислокационной структуры. Тем не менее, образованная к концу равномерной стадии деформации дислокационная структура, безусловно, влияет на дальнейшее поведение сплавов на неоднородной локализованной стадии. А именно, чем более развитая ячеистая структура образуется к концу равномерной стадии, тем меньше запас пластической деформации остается для неоднородной стадии. Это происходит из-за существенно меньшей плотности подвижных дислокаций в более развитой ячеистой субструктуре. Именно это и наблюдается в случае деформации сплава Ti-5-5-5-3, для которого стадия неоднородной деформации в 2–3 раза меньше, чем для двух других сплавов.

Продолжительность равномерной стадии не зависит также от механизма деформации, что следует из различия в показателях деформационного упрочнения [5]. В сплаве Ti-6-4 деформационное упрочнение контролируется прослойками β -фазы, а в сплавах Ti-5-5-5-3 и Ti-10-2-3 — α -фазой [6].

Таким образом, можно сделать вывод, что на отсутствие взаимных корреляций между деформацией, характером образованной в процессе деформации дислокационной структуры и механизмом деформационного упрочнения на равномерной стадии оказывает влияние наличие остаточной пористости в сплавах после их синтеза.

На рисунке 2 показана характерная структура сплавов после спекания. Видно, насколько отличается структура фаз и расположение пор относительно них. В сплаве Ti-6-4, где малое количество β -фазы присутствует в виде тонких прослоек между α -пластинами, границы зерен оторочены четкой α -фазой, поры расположены, в основном, по границам зерен, обрамленных α -фазой, т.е. количество межфазных границ, пересекающих пору, мало и они пересекают пору, в основном, по ее краям под небольшими углами к поверхности поры. Особенно хорошо это видно на снимках, полученных методом растровой электронной микроскопии (рис. 3).

В сплаве Ti-5-5-5-3, где β -фазы на порядок величины больше, поры перекрывают области α - и β -фазы (рис. 2, б). Распределение α -пластин и β -прослоек по величине и по объему в сплавах Ti-6-4 и Ti-5-5-5-3 более однородно, чем в сплаве Ti-10-2-3. Поэтому, несмотря на то, что объемное содержание β -фазы в сплаве Ti-10-2-3 почти такое же, как и в сплаве Ti-5-5-5-3, в нем остаются обширные области, обогащенные метастабильной β -фазой (до 80–90%), которая не претерпела $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ -превращения в условиях охлаждения этого сплава от температуры синтеза. Поры в сплаве Ti-10-2-3 сосредоточены, в основном, в таких областях (рис. 2, в). Представляется вполне вероятным, что именно такая мезоскопическая неоднородность распределения фаз и является причиной несколько меньшей протя-

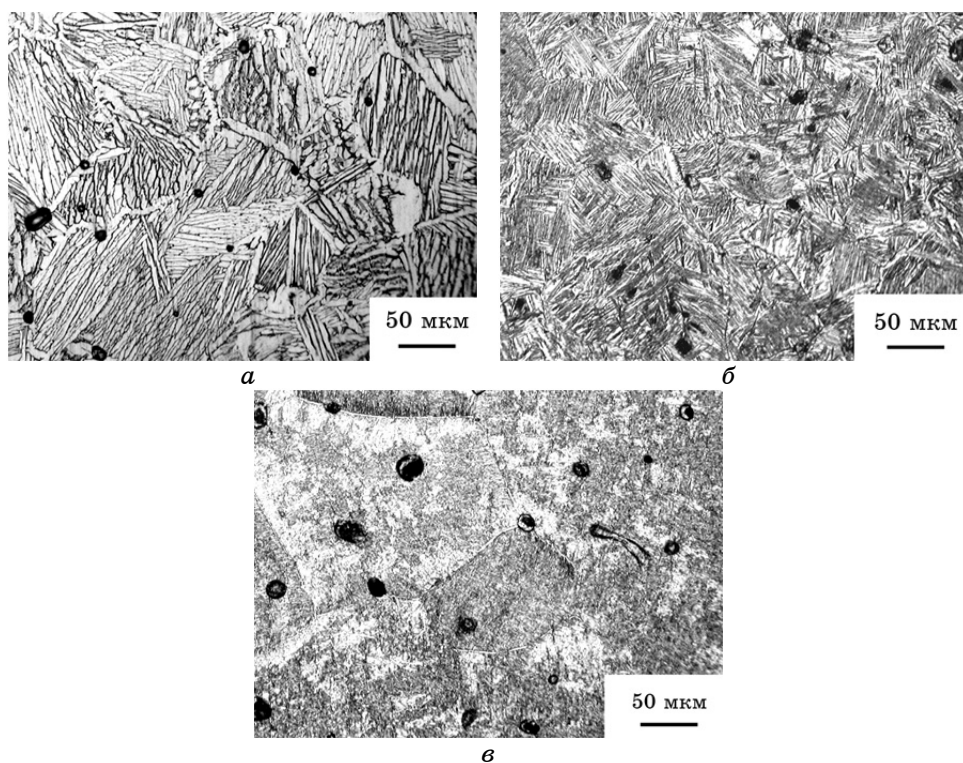


Рис. 2. Распределение α - (светлые участки) и β -фаз (темные участки), а также взаимное расположение пор и фаз в структуре исходных сплавов по данным оптической микроскопии: Ti-6-4 (а), Ti-5-5-5-3 (б), Ti-10-2-3 (в).

женности равномерной стадии деформации в сплаве Ti-10-2-3 по сравнению с другими сплавами.

Подытоживая эти данные, можно утверждать, что в исследованных сплавах реализуются три случая расположения пор относительно α -пластин и β -прослоек. А именно: 1) поры большей частью расположены в α -фазе (сплав Ti-6-4); 2) поры перекрывают пластины α - и прослойки β -фаз одновременно в соотношении, примерно равном соотношению содержания фаз в сплаве (60% β - и 40% α -фазы в сплаве Ti-5-5-5-3) и 3) поры расположены в области, обогащенной β -фазой, где содержание α -фазы невелико (сплав Ti-10-2-3). Сопоставляя эти данные с табл. 1 и рис. 1 можно сделать вывод, что чем больше одного вида фазы (α или β) приходится на пору, тем пластичнее сплав. Следовательно, на уровень хрупкости титановых сплавов большое влияние оказывает количество и качество межфазных границ, которые выходят на поверхность поры. В связи с этим возникает предположение, что в процессе деформации трещины зарождаются на межфазных границах в порах.

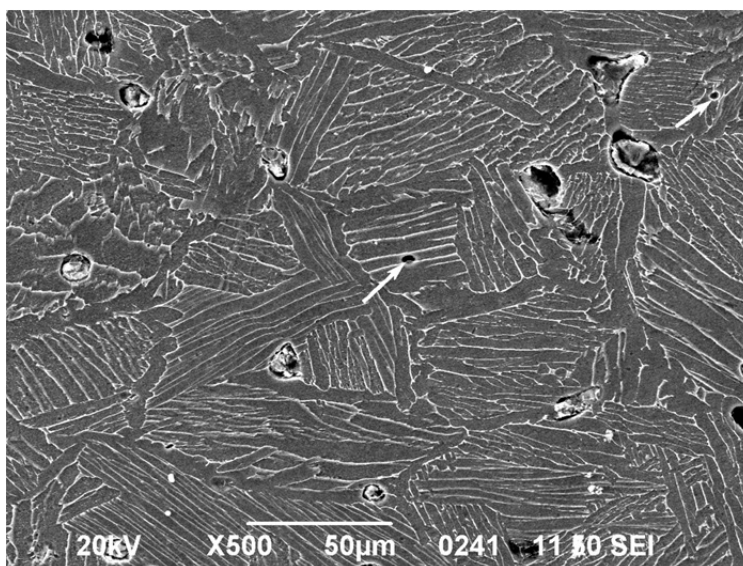


Рис. 3. Поры на фоне распределения фаз в спеченном сплаве Ti-6-4 (растровая электронная микроскопия). Светлые полосы — прослойки β -фазы, темный фон — α -фаза. Стрелками отмечены поры минимального размера. Хорошо видно, что поры, в основном, расположены в α -фазе.

Результаты электронно-микроскопического исследования [2] показывают, что границы между α -пластинами и β -прослойками с высоким скачкообразным градиентом концентрации α -стабилизирующего алюминия и β -стабилизирующего ванадия при переходе через межфазную границу в сплаве Ti-6-4 являются эффективными барьерами для движущихся дислокаций в α -фазе. Причем настолько эффективными, что, несмотря на когерентность границ между α - и β -фазами, вокруг β -прослоек образуются мощные изгибные контуры.

Релаксация таких высоких локальных напряжений вокруг межфазных границ путем образования межфазных микротрещин существенно облегчена на свободной поверхности кристаллов, в том числе, и на поверхности остаточной поры. В равновесном состоянии концентрации как α -, так и β -стабилизирующих элементов на границах фаз изменяются скачкообразно в несколько раз [7]. В работах [8, 9] исследовано распределение легирующих элементов в α - и β -фазах в сплавах Ti-6-4 и Ti-5-5-5-3 в подобных микроструктурах. Показано, что содержание элементов при переходе из одной фазы в другую изменяется почти скачкообразно, охватывая расстояние вокруг межфазной границы около 2 нм.

Таким образом, на разрушение $\alpha + \beta$ -титановых сплавов с остаточной пористостью оказывают влияние три основных фактора:

собственно наличие пористости, взаимоотношение морфологии фаз с порами и характер дислокационной структуры, образованной к концу равномерной стадии. Выход межфазных границ на поверхность пор существенно облегчает в этих местах зарождение межфазных микротрещин по механизмам скола и отрыва. Повышенная плотность дислокаций на границах ячеек в ячеистой субструктуре облегчает коалесценцию микротрещин в магистральные трещины.

Изменение характеристик пористости и формы пор на этапе равномерной деформации достаточно хорошо изучено на примере порошкового железа и его сплавов [10, 11]. Показано, что на этой стадии поры растут в продольном направлении. Это хорошо видно и в

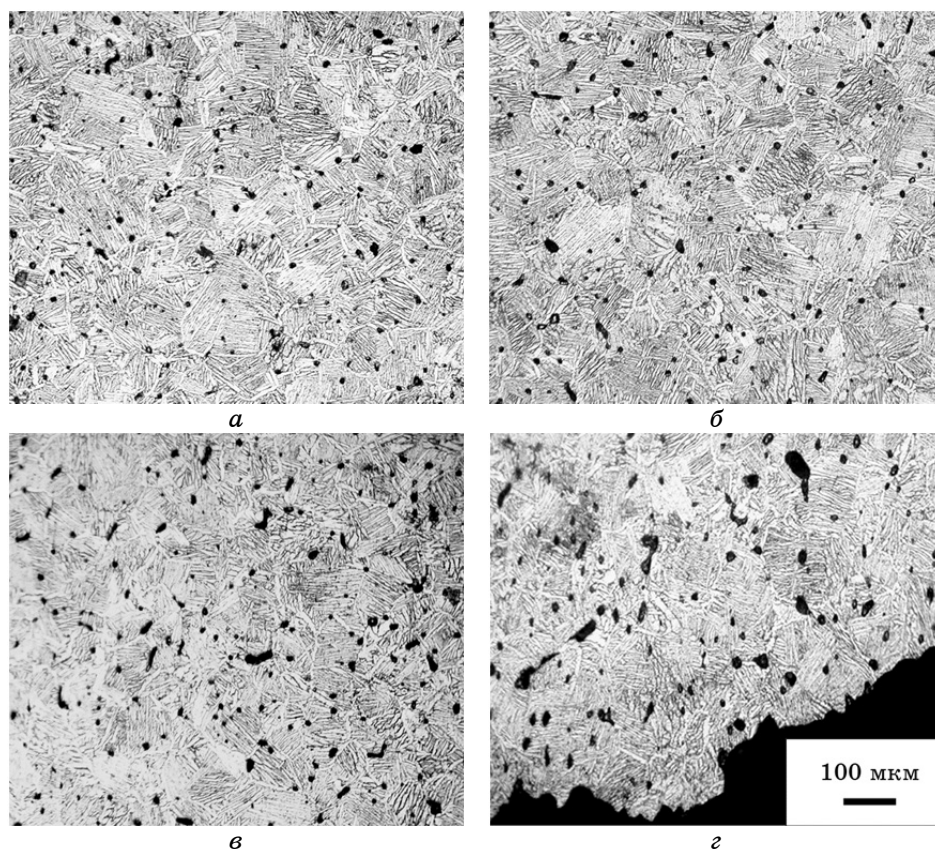


Рис. 4. Плотность и форма пор в процессе деформации в сплаве Ti-6-4: исходное состояние (*а*), на стадии неоднородной деформации при истинном напряжении 1020 МПа в области шейки (*б*), на стадии неоднородной деформации при истинном напряжении 1070 МПа в области шейки (*в*), разрушение при истинном напряжении 1120 МПа в зоне разрыва (*г*). Направление приложения нагрузки вертикально по отношению к рисунку.

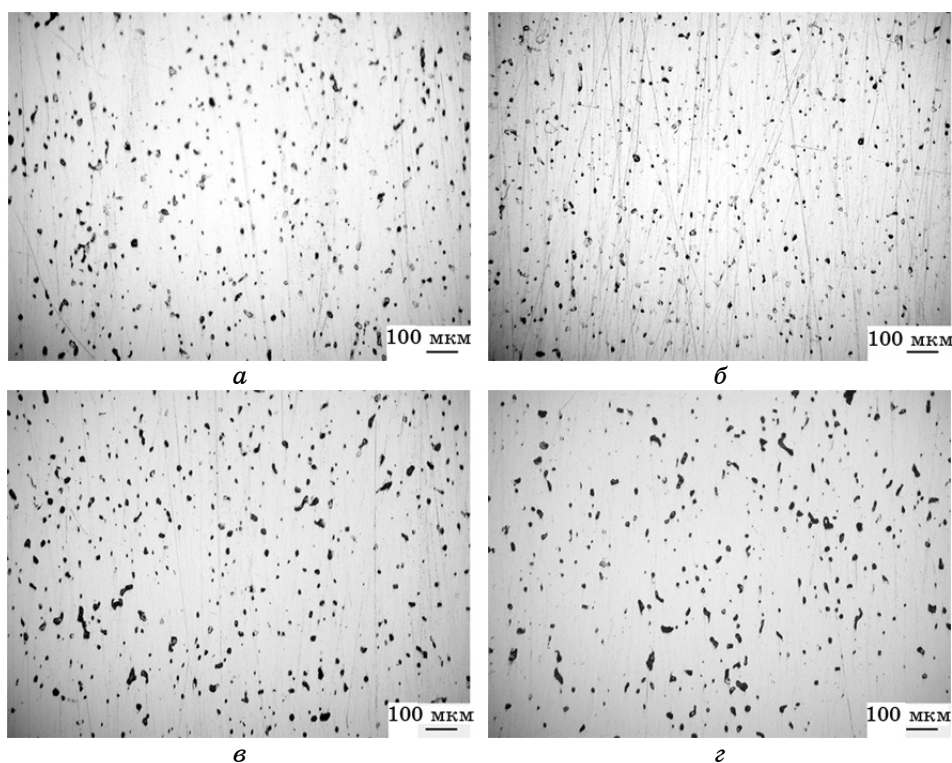


Рис. 5. Плотность и форма пор в процессе деформации сплава Ti-5-5-5-3: исходное состояние (*а*), в области равномерной деформации при истинном напряжении 1175 МПа (*б*), в области шейки при истинном напряжении 1175 МПа (*в*), разрушение при истинном напряжении 1225 МПа в зоне разрыва (*г*). Направление приложения нагрузки вертикально по отношению к рисунку.

нашем случае для пористых титановых сплавов (рис. 4 и 5). Однако последовательного исследования изменения плоскостной плотности пор (количества пор на единицу площади наблюдения под микроскопом) и их размера в процессе неоднородной деформации в литературе практически нет. На рисунках 4–6 приведены характерные результаты таких изменений для сплавов Ti-6-4 и Ti-5-5-5-3 с той разницей, что шлифы сплава Ti-6-4 делались с травлением для выявления фазовой морфологии.

Однако поскольку режим травления был одинаков и непродолжителен для всех образцов этого сплава, то систематическое увеличение размера пор, связанное с травлением, было, во-первых, одинаково, а, во-вторых, невелико, и потому не вносило существенных искажений в полученные результаты. Данные, полученные оптическим методом при увеличении $\times 200$, использованном для исследо-

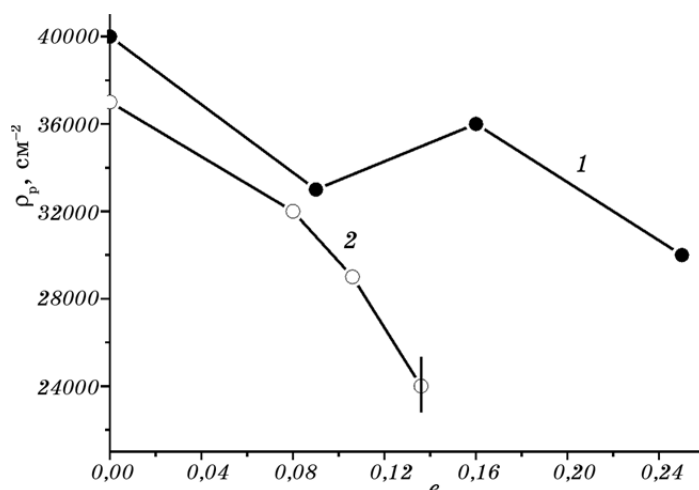


Рис. 6. Изменение плоскостной плотности пор в процессе неоднородной (после $\epsilon = 0,05$) деформации в сплавах Ti-6-4 (1) и Ti-5-5-5-3 (2).

вания плоскостной плотности пор, не могут учитывать поры с размером порядка 1 мкм и менее. С помощью растровой электронной микроскопии был выявлен минимальный размер остаточных пор, образующихся после спекания титановых сплавов с пористостью 2–3% (см. рис. 3). Минимальный размер пор после спекания составлял около 3 мкм. Ошибка измерения плоскостной плотности пор составляла около $\pm 0,1 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$.

В процессе деформации сплава Ti-6-4 на неравномерной стадии плотность пор сначала уменьшалась, потом ненамного увеличивалась, а затем уменьшалась вплоть до разрушения (рис. 6). Вместе с тем размер пор постоянно увеличивался, причем наибольший средний размер достигался при разрушении образца в зоне разрыва (рис. 4). Отмеченный характер изменения плотности пор в области шейки, вероятно, связан с тем, что после достижения предела прочности некоторые поры малого размера залечиваются по сдвиговому механизму (рис. 7, а).

В то же время некоторые поры большего размера подрастают. Другими словами, существует некоторый критический размер пор, остающихся после спекания, ниже которого поры в процессе деформации растяжением залечиваются, и выше которого поры в процессе деформации растяжением растут. Затем, после некоторого повышения сдвиговых напряжений, характерного для неоднородной стадии деформации, происходит образование и рост новых деформационных пор. Многие поры увеличивали свой размер за счет слияния остаточных пор с деформационными, образующимися в процессе деформации вблизи остаточных пор. На рисунке 4 это от-

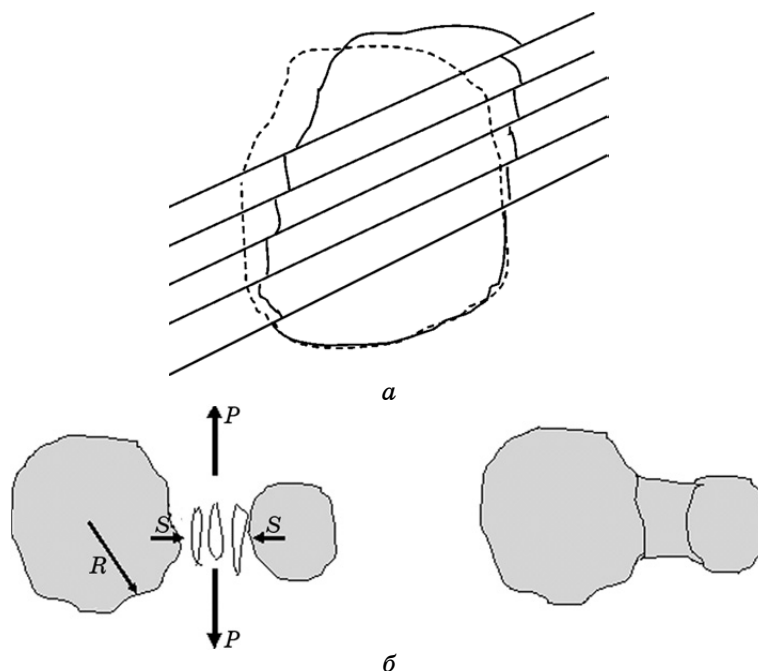


Рис. 7. Схемы роста пор в процессе пластической деформации растяжением: *a* — схема, иллюстрирующая залечивание пор докритического размера по механизму сдвига, а также изменение формы и размера остаточных пор с исходным размером, превышающим критический, по тому же механизму; *б* — схема роста пор (слева) путем слияния двух близко расположенных пор (P — направление приложения нагрузки к образцу, R — радиус поры после спекания, S — гидростатическая составляющая напряжений; между остаточными порами показаны деформационные поры, являющиеся причиной слияния) и результат слияния этих пор (справа).

четливо видно. В большинстве случаев слияние пор происходило в направлении, близком к направлению приложения нагрузки. Однако наблюдается достаточное количество пор, которые слились в направлении, перпендикулярном направлению приложения нагрузки.

Несколько иной характер изменения плотности пор при деформации наблюдается в сплаве Ti-5-5-5-3 (рис. 5). В этом материале плотность пор постоянно уменьшалась, причем в отличие от сплава Ti-6-4 уменьшение имело место и в областях равномерной деформации вдали от шейки. Уменьшение плотности пор при росте их суммарного объема в области шейки происходит более интенсивно, чем в сплаве Ti-6-4 (рис. 6). Отмеченные особенности изменения плотности пор связаны, возможно, с более интенсивным слиянием пор в процессе неоднородной деформации, чем это имеет место в сплаве

Ti-6-4. Однако только слиянием невозможно объяснить существенного уменьшения количества пор с размером менее 10 мкм, находящихся на значительном расстоянии друг от друга. Можно предположить, что поры такого размера в сплаве Ti-5-5-5-3 залечиваются по сдвиговому механизму в процессе равномерной деформации, тогда как поры большего размера являются эффективным упрочняющим элементом, непреодолимым для подвижных дислокаций.

В пользу такого утверждения свидетельствуют два факта. Во-первых, деформационное упрочнение в сплаве Ti-5-5-5-3 контролируется α -фазой, где сдвиг проявляется интенсивнее, чем в β -фазе, которая контролирует деформационное упрочнение в сплаве Ti-6-4.

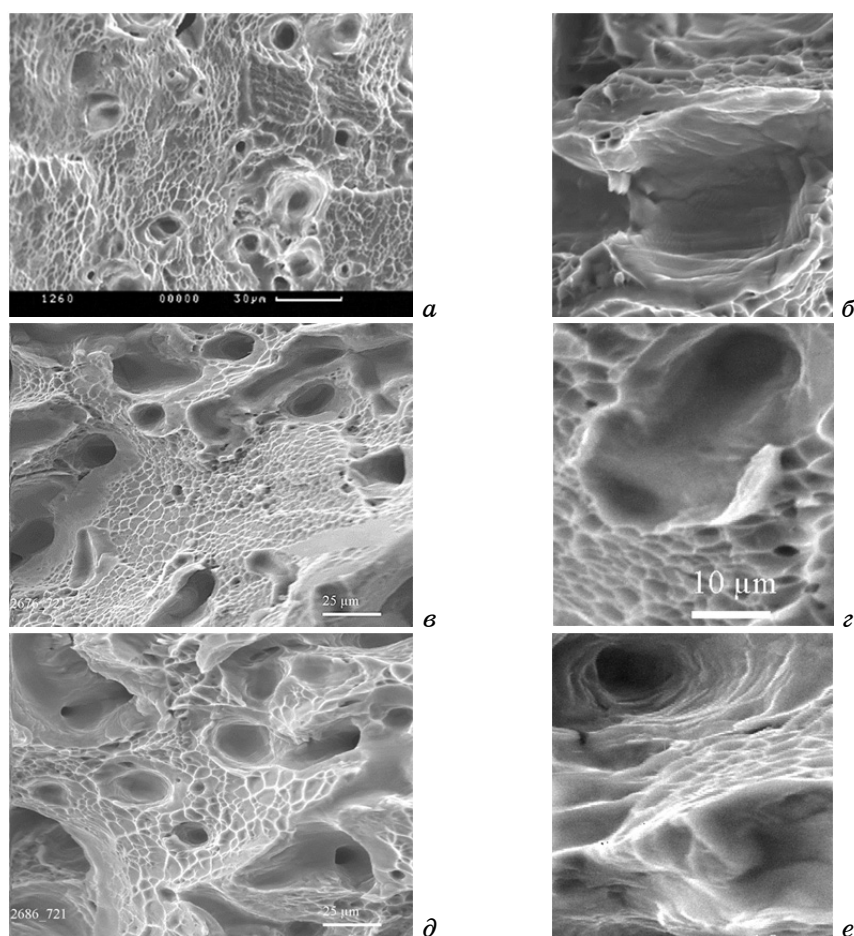


Рис. 8. Морфология поверхности разрушения спеченных титановых сплавов с остаточной пористостью: Ti-6-4 (а), (б); Ti-5-5-5-3 (в), (г); Ti-10-2-3 (д), (е).

Во-вторых, на снимках поверхности разрушения, полученных с помощью растровой электронной микроскопии (рис. 8, *в*), видно, что в местах пор большого размера разрушение сплава Ti-5-5-5-3 осуществляется хрупко и носит характер скола. В картине поверхности разрушения сплава Ti-6-4 такого не наблюдается. Напротив, разрушение этого сплава осуществляется пластично, о чем свидетельствуют четко выраженный ямочный характер разрушения по всей поверхности (рис. 8, *а*).

Таким образом, в материалах с остаточной пористостью при деформации растяжением, особенно на этапе неоднородной деформации, происходит залечивание пор докритического размера с помощью сдвига. Поры с размером больше критического, благодаря тому же сдвигу и слиянию с деформационными порами, увеличивают свой размер в направлении приложения нагрузки и в поперечном направлении. Причем, увеличение размера пор в продольном направлении больше, чем в поперечном, по причине большего размера деформационных пор в продольном направлении. Изменение формы пор за счет сдвига приводит к тому, что поры вытягиваются под некоторыми углами по отношению к продольному направлению в соответствии с тем, под какими углами в отдельных зернах находятся линии скольжения. Описанный характер залечивания и изменения формы пор, связанный со сдвигом, проиллюстрирован на рис. 7, *б*.

Подтверждение описанной схеме залечивания и роста пор с помощью сдвига можно наблюдать на увеличенных снимках поверхности разрушения. В сплавах Ti-6-4 и Ti-10-2-3 (рис. 8, *б*, *е*) на внутренних поверхностях пор хорошо видны следы скольжения, то есть пластического поведения этих сплавов. Таких следов скольжения на внутренней поверхности пор большого размера в сплаве Ti-5-5-5-3 не наблюдается (рис. 8, *з*), что свидетельствует о менее пластичном характере разрушения этого сплава.

В зоне разрушения средний размер пор в сплаве Ti-6-4 даже с учетом травления почти в 1,5–2 раза больше, чем в сплаве Ti-5-5-5-3 (ср. рис. 4 и 5). Рост пор в этой зоне в сплаве Ti-6-4 вызван, в основном, слиянием близко расположенных пор в течение деформации на неоднородной стадии.

Характер расположения пор в зоне разрушения (рис. 4) и непосредственно в месте разрушения (рис. 8, *а*) указывает на то, что в момент разрыва имеется достаточное количество близко расположенных пор. Линия разрушения в сплаве Ti-6-4 проходит преимущественно по границам зерен, где в основном расположены поры. А поскольку поры расположены преимущественно в α -фазе, опоясывающей зерна вдоль их границ, то это означает, что вязкая трещина в этом сплаве зародилась на межфазной $\alpha\beta$ -границе. И, так как эта граница опоясывает зерна, то трещине было выгодно распростра-

ниться вдоль границ зерен. Для осуществления такого механизма разрушения поры в сплаве Ti-6-4 должны были подрасти до размера, при котором межфазные границы на границах зерен пересекают поверхность пор. Это существенно отличается от характера разрушения в сплаве Ti-5-5-5-3, где хрупкие трещины, также зарождаясь на межфазных границах, выходящих на поверхность пор, распространяются внутри зерна. При этом поры не должны подрастать, поскольку уже в исходном состоянии имели достаточно большой размер для выхода на их поверхность большого количества межфазных границ. Рисунок 8, в, где четко видны следы поверхностей хрупкого отрыва, проходящих через поры, вероятнее всего, по межфазным границам, является доказательством вышесказанного.

Вероятность образования микротрещин на межфазной границе на внутренней поверхности пор путем отрыва повышается, когда межфазные границы перпендикулярны и поверхности поры, и действующим напряжениям. Это следует из законов сопротивления материалов [12]. Такие условия автоматически выполняются в области шейки, где появляется достаточно большие гидростатические напряжения.

Подтверждением сказанному может служить пример ситуации в шейке вблизи поверхности разрушения сплава Ti-10-2-3 (рис. 9). Трещина, образовавшаяся между двумя порами большого размера, проходит по извилистой межфазной границе, причем ее выходы перпендикулярны поверхностям пор.

Многие поры увеличивают свой размер благодаря слиянию близко расположенных пор в направлении, перпендикулярном (или близком к нему) направлению приложения нагрузки. Это также облегчает раскрытие макроскопических магистральных трещин по причине существенного уменьшения действительного сечения образца. Такое слияние хорошо видно на примере рис. 9. Его можно описать следующим образом.

Если поры расположены достаточно близко одна к другой и направление радиус-вектора между ними непараллельно направлению приложения нагрузки к образцу, то между ними возникает область с дополнительной гидростатической компонентой действующих напряжений, которая непараллельна приложенной нагрузке. В этом случае появляется распределение напряжений, подобное тому, которое имеет место в шейке образца, однако с двумя отличиями. Во-первых, эта область между порами имеет микроскопический размер, и, во-вторых, кривизна поверхности пор имеет знак, противоположный кривизне поверхности шейки образца. Основные гидростатические напряжения будут действовать вдоль радиус-вектора между порами. Это приведет к формированию зоны пластического разрушения с образованием новых деформационных пор между порами, которые остались после синтеза материала (рис. 7, б). Даль-

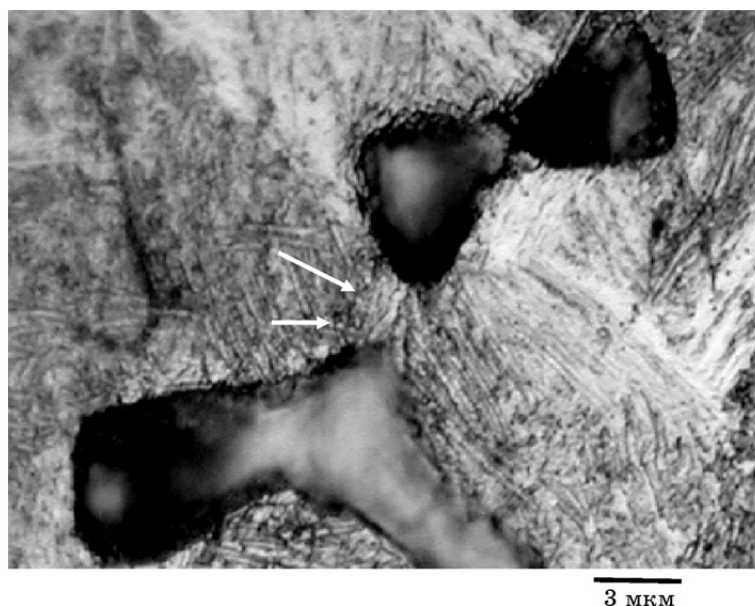


Рис. 9. Пример слияния двух близко расположенных пор (вверху) в сплаве Ti-10-2-3 по предложенному в статье механизму и вязкой извилистой трещины (указанной стрелками), которая проходит по межфазным границам между порами. Направление приложения нагрузки вертикально по отношению к рисунку.

нейшая деформация приведет к слиянию двух (или более) остаточных пор в одну. Таким образом, плоскостная плотность пор в процессе неоднородной стадии деформации будет уменьшаться при росте общей объемной пористости.

Необходимо отметить еще одну особенность титановых сплавов с остаточной пористостью, обнаруженную в настоящей работе. Некоторые образцы сплавов Ti-10-2-3 и Ti-5-5-5-3 были деформированы при комнатной температуре до достижения некоторой деформации заведомо на неоднородной стадии растяжения с образованием шейки. Затем образцы помещали в жидкий азот и разламывали изгибом в районе шейки.

На рисунке 10 хорошо видно, что сплав Ti-5-5-5-3 разрушился практически хрупко с образованием четких поверхностей скола и отрыва. В то же время образец сплава Ti-10-2-3 хотя и разрушился достаточно хрупко (видны поверхности скола), однако вблизи пор проявляются области пластического разрушения ямочного характера. Последнее может служить свидетельством того, что зарождение вязких микротрещин в титановых сплавах с остаточной пористостью при растяжении при комнатной температуре происходит задолго до разрушения, вполне вероятно, в самом начале неодно-

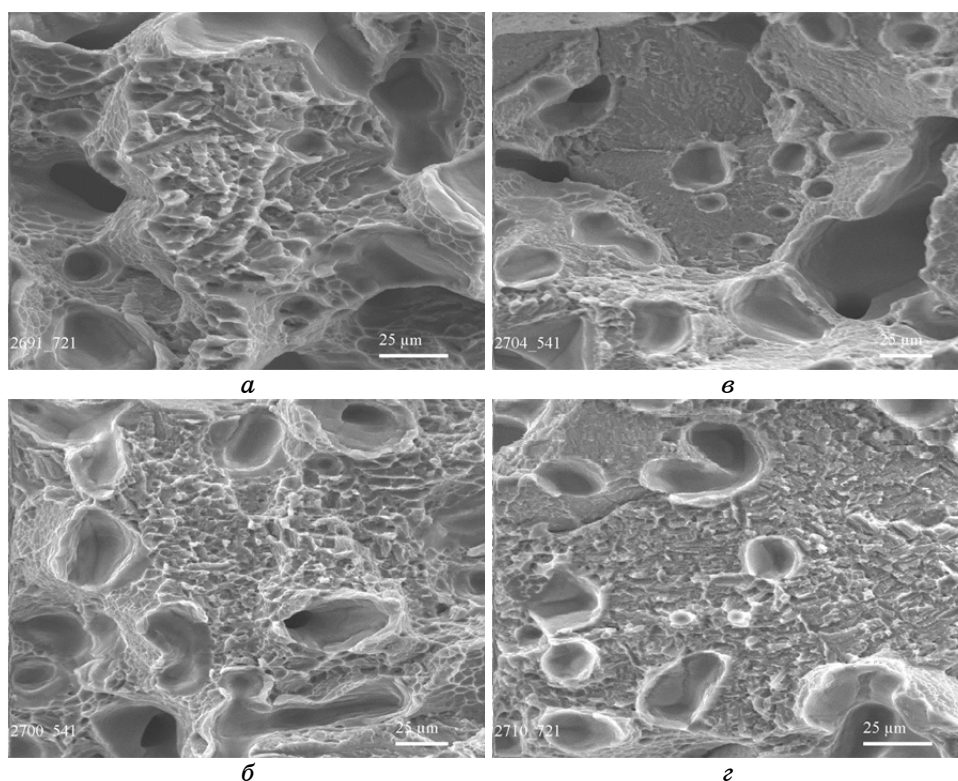


Рис. 10. Характерные поверхности разрушения сплавов Ti-10-2-3 (*a*, *б*) и Ti-5-5-5-3 (*в*, *г*), предварительно растянутых до области неоднородной деформации, после разламывания в области шейки при температуре 77 К.

родной стадии деформирования, или даже в конце равномерной стадии.

4. ВЫВОДЫ

1. Протяженность стадии равномерного растяжения (истинная деформация) $\alpha + \beta$ -сплавов Ti-6Al-4V, Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr, Ti-10V-2Fe-3Al с остаточной пористостью 1–4% практически не зависит от объемной доли, морфологии фаз, взаимного распределения фаз и пор, механизма деформации, а также типа дислокационной структуры, образованной к ее окончанию, но слабо зависит от мезоскопической неоднородности распределения фаз по объему. Потеря устойчивости равномерной деформации в сплавах с остаточной пористостью диктуется, главным образом, механикой и геометрией деформируемого материала, связанной с наличием пор.

2. Зарождение трещин в процессе деформации происходит главным

образом на внутренней поверхности пор на межфазных границах. Сплав тем пластичнее, чем больше фазы одного вида (α или β) приходится в среднем на одну пору, и тем хрупче, чем больше межфазных границ пересекают пору.

3. Существует некоторый критический размер пор, образующихся в исходном состоянии после синтеза сплавов, ниже которого поры в процессе деформации растяжением залечиваются, и выше которого поры в процессе деформации растяжением растут. Залечивание таких пор происходит по сдвиговому механизму. Остаточные после синтеза поры с размером больше критического, благодаря тому же сдвигу и слиянию с деформационными порами, увеличивают свой размер в продольном направлении (направлении приложения нагрузки) и в поперечном направлении.

4. На стадии неоднородной (сосредоточенной) деформации в области шейки происходит слияние близко расположенных пор и тем самым вызывается существенный рост размера пор в направлении, близком к направлению приложения нагрузки. Одновременно для достаточно большого числа пор наблюдается слияние в направлении, почти перпендикулярном направлению приложения нагрузки. Предложен механизм такого слияния, который предполагает образование между близко расположенными остаточными порами деформационных пор за счет действия гидростатических напряжений.

5. Показано, что зарождение микротрещин в титановых сплавах с остаточной пористостью при растяжении при комнатной температуре происходит задолго до разрушения, вполне вероятно, в самом начале неоднородной стадии деформирования, или даже в конце равномерной стадии.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. О. І. Дехтяр, І. В. Моїсеева, М. В. Матвійчук, Д. Г. Саввакін, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **44**, № 3: 107 (2008).
2. А. И. Дехтяр, И. В. Моисеева, М. В. Матвийчук, Д. Г. Саввакин, *Металлофиз. новейшие технол.*, **31**, № 12: 1707 (2009).
3. О. М. Ивасишин, Д. Г. Саввакин, К. А. Бондарева, В. С. Моксон, В. А. Дузь, *Наука та інновації*, № 2: 45 (2005).
4. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др., *Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов* (Киев: Наукова думка: 1989).
5. В. Ф. Моисеев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **23**, № 3: 387 (2001).
6. А. В. Котко, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, **23**, № 8: 1013 (2001).
7. В. Н. Гриднев, О. М. Ивасишин, С. П. Ошкадеров, *Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов* (Киев: Наукова думка: 1986).

8. M. Atapour, A. Pilchak, G. S. Frankel, J. C. Williams, M. H. Fathi, and M. Shamanian, *Corrosion*, **66**, No. 6: 065004-1 (2010).
9. S. Nag, R. Banerjee, R. Srinivasan, J. Y. Hwang, M. Harper, and H. L. Fraser, *Acta Mater.*, **57**: 2136 (2009).
10. А. С. Драчинский, А. Е. Куцевский, Ю. Н. Подрезов и др., *Порошковая металлургия*, № 10: 78 (1987).
11. Ю. Н. Подрезов, С. А. Фирстов, *Структура и прочность порошковых материалов* (Киев: Наукова думка: 1993), с. 54.
12. Н. М. Беляев, *Сопротивление материалов* (Москва: Наука: 1976).