

PACS: 61.43.Gt, 62.20.Fe, 68.37.Lp, 81.20.Ev

А.И. Дехтяр¹, И.В. Моисеева¹, В.В. Невдача², Д.Г. Саввакин¹

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ
ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ, ПОСЛЕ ГОРЯЧЕГО
ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ

¹Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины
бульвар Акад. Вернадского, 36, г. Киев, 03142, Украина

²Институт магнетизма НАН Украины и МОНмолодьспорт Украины
бульвар Акад. Вернадского, 36б, г. Киев, 03142, Украина

Статья поступила в редакцию 26 сентября 2012 года

Исследовано влияние горячего изостатического прессования (ГИП) при 200 МПа, 750 °С на залечивание остаточной пористости 2.8–3.5 vol.%, механические свойства при растяжении и фазово-структурные изменения титановых сплавов Ti–10V–2Fe–3Al и Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr (mass%), полученных прессованием при 300–400 МПа при комнатной температуре порошков TiH₂ и лигатур V–Fe–Al и Al–V–Mo–Cr с последующим спеканием при 1250 °С в течение 4 h. Структурные исследования выполняли методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что ГИП обеспечивает уплотнение до пористости менее 0.1 vol.%. Залечивание пор при ГИП в (α + β)-титановых сплавах обеспечивается самодиффузией и скольжением дислокаций по межфазным границам, а изменение фазовой морфологии – диффузией легирующих элементов и скольжением дислокаций в пределах фаз. Уплотнение и структурное состояние после ГИП приводит к повышению пластичности сплавов в 2–4 раза без существенного изменения их прочности.

Ключевые слова: титановые сплавы, порошковая металлургия, залечивание остаточной пористости, горячее изостатическое прессование, фазово-структурное состояние, механизм структурных изменений

Введение

В последнее время во многих отраслях промышленности наблюдается растущий спрос на сложнолегированные титановые сплавы, которые обладают уникальным комплексом физико-механических свойств. Экономически выгодно производить такие сплавы и изделия из них методом высокотемпературного синтеза из гетерогенных порошковых смесей, в процессе которого достигается гомогенизация химического состава сплава. Однако после синтеза сплавы и изделия обладают остаточной пористостью (1–4 vol.%), которая существенно ухудшает их пластичность. Од-

ним из наиболее эффективных способов устранения пористости без нарушения текстуры является обработка сплавов и изделий с помощью ГИП в атмосфере инертного газа.

Несмотря на достаточно широкое применение ГИП в научных исследованиях и практических разработках, некоторые вопросы, касающиеся взаимосвязи фазовых и структурных изменений, происходящих при ГИП в титановых сплавах с невысокой остаточной пористостью, а также их влияния на механические свойства, практически не изучены. В данной работе нами предпринята попытка исследования этих вопросов.

Материал и методика исследований

Исследовали сплавы Ti-10V-2Fe-3Al (10-2-3) и Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (5553) (mass%), полученные прессованием при 300–400 МПа в условиях комнатной температуры порошков TiH₂ и лигатур V-Fe-Al и Al-V-Mo-Cr, а также последующим спеканием при 1250°C в течение 4 h. Спекание проводили в установке СШВЭ-2500 в вакууме 10⁻²–10⁻³ Pa. Средний размер порошков составлял 40–60 μm. Использование вместо чистого титана порошков гидрида титана способствовало активизации процессов спекания и химической гомогенизации [1]. Среднестатистический размер пор в синтезированных сплавах составлял 8–10 μm. Максимальный размер пор колебался в пределах 15–20 μm. ГИП проводили в атмосфере аргона в течение 2 h при давлении 200 МПа и температуре 750°C, ниже температуры (α → β)-превращения в α-области. Уровень пористости до и после ГИП измеряли гидростатическим взвешиванием.

Цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 4 mm, выточенные из синтезированных сплавов и обработанные ГИП, испытывали на растяжение при комнатной температуре в установке Instron-3367.

Структурные исследования сплавов после ГИП и растяжения выполняли с помощью оптической микроскопии (микроскоп Olympus-IX-70) и электронной микроскопии на просвет (микроскоп JEM-100CX).

Результаты и обсуждение

В состоянии после синтеза из порошков (будем называть его исходным) структура сплавов на мезоскопическом уровне (порядка величины зерна 60–120 μm), несмотря на одинаковое содержание β-фазы (60–65%), существенно отличалась. Сплав 10-2-3 характеризовался смешанным неоднородным распределением α- и β-фаз со значительными сгущениями и разрежениями выделений α-фазы в пределах зерна (рис. 1,а). Пористость сплава составляла 3.5%. В то же время в сплаве 5553 наблюдалось более однородное квазипластинчатое распределение α- и β-фаз с игольчатой морфологией α-фазы. Пористость не превышала 2.8% (рис. 1,б).

Несмотря на остаточную пористость, сплав 10-2-3 в синтезированном состоянии имеет достаточно высокую (почти 8.5%) пластичность и хорошо

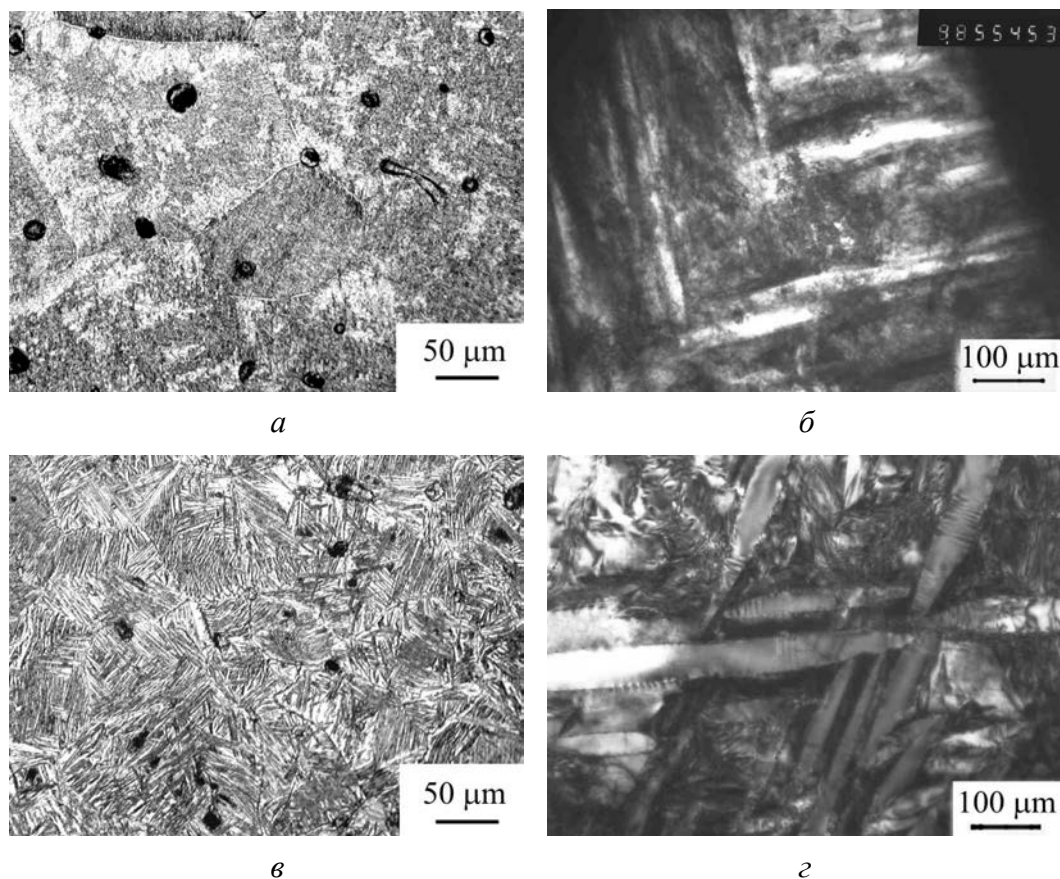


Рис. 1. Структура сплавов 10–2–3 (*а, б*) и 5553 (*в, з*) в исходном состоянии после синтеза

выраженный участок сосредоточенной неоднородной деформации на кривой растяжения с образованием шейки (рис. 2, I, *а*). Сплав 5553 имеет низкую (около 3%) пластичность, причем, судя по диаграмме растяжения, хрупкое разрушение наступало еще до достижения предела прочности (рис. 2, I, *б*).

После ГИП общая пористость в обоих сплавах уменьшалась от 2.5–4% до 0.1%. Согласно модели [2] кинетику уплотнения металла при использованных режимах ГИП можно описать с помощью двухзонной модели пористого тела. Последнее представляет собой сферу с порой в центре, которая окружена зоной пластической деформации и зоной вязкого течения, а время полного уплотнения (до значения общей пористости $\theta = 0$) пропорционально коэффициенту вязкости, начальной пористости и обратно пропорционально внешнему давлению. Коэффициент вязкости определяется средним расстоянием между источниками и стоками для вакансий, мигрирующих в градиенте химического потенциала, вызванном полем напряжений, от поверхности поры к стоку (граница зерна), и диффузионным параметром.

Оценки показывают, что при использованных режимах ГИП время полного уплотнения титановых сплавов согласно [2] должно быть равно $7 \cdot 10^{11}$ с. В эксперименте почти полное уплотнение осуществляется уже за $7 \cdot 10^3$ с, т.е. модель [2] в данном конкретном случае не работает.

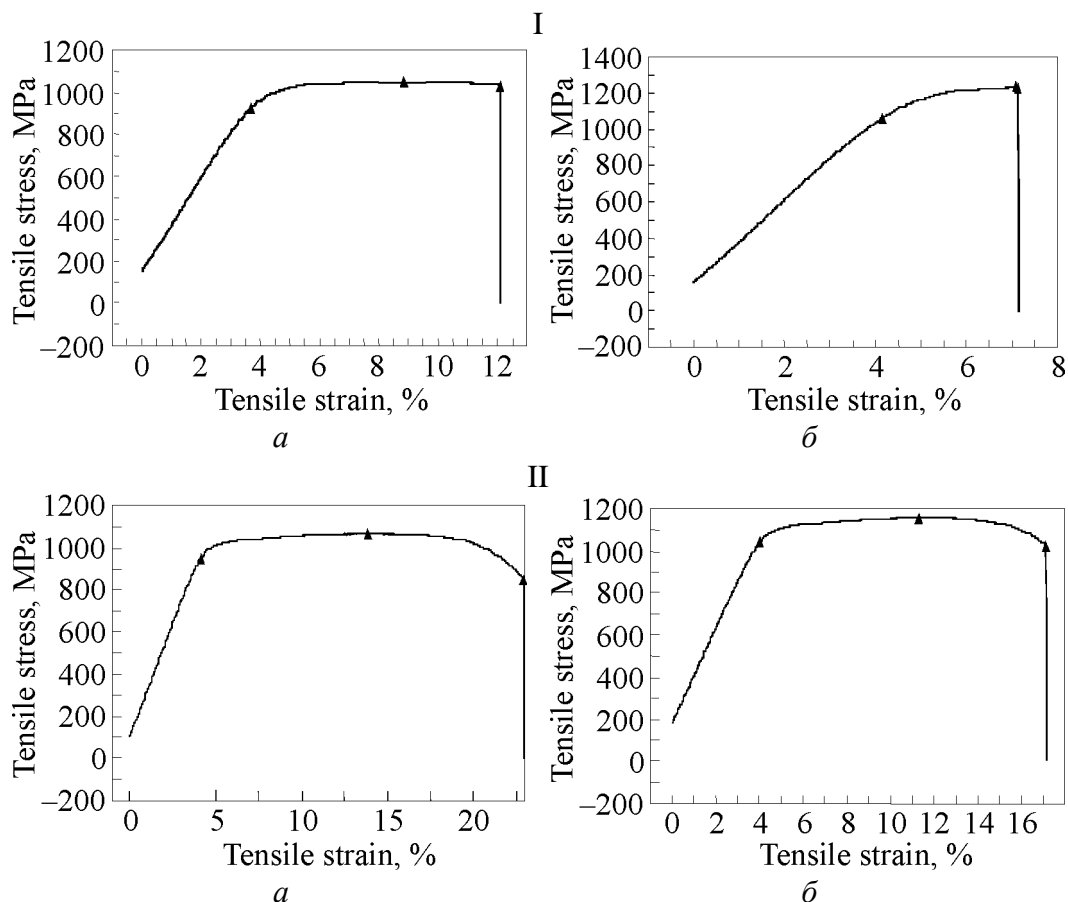


Рис. 2. Машинные кривые растяжения сплавов 10–2–3 (а) и 5553 (б) в исходном состоянии (I) и после обработки ГИП (II)

Более современные модели [3,4] используют для ГИП уравнения вязкопластического течения, основанные на степенном законе ползучести, контролируемой диффузией. Эти модели более реалистичны, однако и они не обеспечивают достаточно хорошего согласия с экспериментальными данными.

Характеристики пластичности сплавов после ГИП резко выросли. Пластичность сплава 10–2–3 увеличилась до 18.8% (в 2.2 раза), а сплава 5553 – до 13% (более чем в 4 раза) (рис. 2,II). Необходимо отметить, что при этом предел прочности сплава 10–2–3 даже несколько увеличился (с 1030 до 1050 МПа), а сплава 5553 – ненамного уменьшился (с 1220 до 1175 МПа) (рис. 2,II).

Отличия в механических свойствах сплавов 10–2–3 и 5553 в исходном состоянии и после обработки ГИП могут сказываться как на механизмах деформации, так и на структурных особенностях на равномерной стадии растяжения. В [5,6] было установлено, что неравномерная деформация в сплавах 10–2–3 и 5553 в исходном после синтеза состоянии начинается при образовании ячеистой неразориентированной структуры. Это было сделано на основании исследований [7,8], где было показано, что если стадию равномерной деформации перестроить в координатах $S-e^n$ (где S и e – истинные

напряжение и деформация соответственно, n – показатель деформационного упрочнения), то она разбивается на ряд прямых участков (стадий), каждый из которых отвечает определенному преобладающему распределению дислокаций. Так, на I стадии преобладает структура с хаотическим распределением дислокаций, на II – происходит перестройка хаотически распределенных дислокаций в дислокационные клубки и сплетения, а на III – образуется ячеистая дислокационная структура. В случае сплавов, подвергнутых ГИП после синтеза, как это следует из рис. 3, неравномерная стадия деформации сплава 10–2–3 начинается после образования неориентированной ячеистой субструктуры, так же как и в исходном состоянии, а в сплаве 5553 – при появлении дислокационных клубков и сплетений.

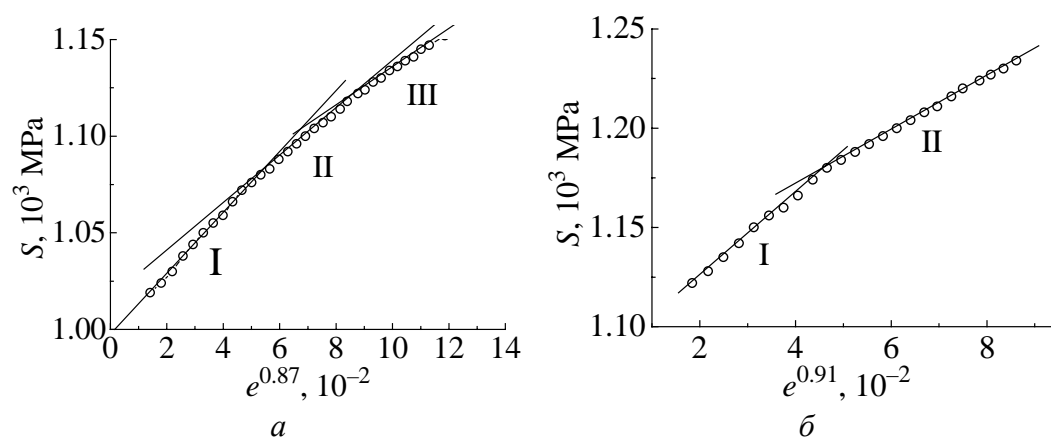


Рис. 3. Стадия равномерной деформации сплавов 10–2–3 (а) и 5553 (б) после обработки ГИП, перестроенная в координатах $S-e^n$

Отметим, что это происходит на фоне неизменного показателя n , который определяет фазу, контролирующую процесс деформации, в исходном состоянии с остаточными порами и в состоянии после ГИП. Поскольку $n \approx 0.9$ (что характерно для ГПУ-решетки [7]), в сплавах 10–2–3 и 5553 после ГИП, так же как и в исходном состоянии, деформационное упрочнение контролируется квазипластинчатыми прослойками α -фазы (рис. 3).

Для объяснения полученных результатов были проведены структурные исследования. Структура сплава 10–2–3 в исходном состоянии на стадии равномерной деформации представляет собой смесь α - и β -фаз в некоторых случаях с широкими диффузионными зонами и нечеткими межфазными границами (рис. 4, I, а). Кое-где в пределах α -фазы видны дислокационные ячейки, что подтверждает вывод, полученный после обработки кривой растяжения в [6]. На стадии сосредоточенной неравномерной деформации, где добавляются достаточно высокие (до 200 МПа) гидростатические напряжения, морфология фаз изменяется, межфазные границы становятся еще более размытыми (рис. 4, I, б). Видны клиновидные прослойки вторичной α -фазы, прорастающие перпендикулярно межфазным границам. Плотность дислокаций в β -фазе существенно выросла.

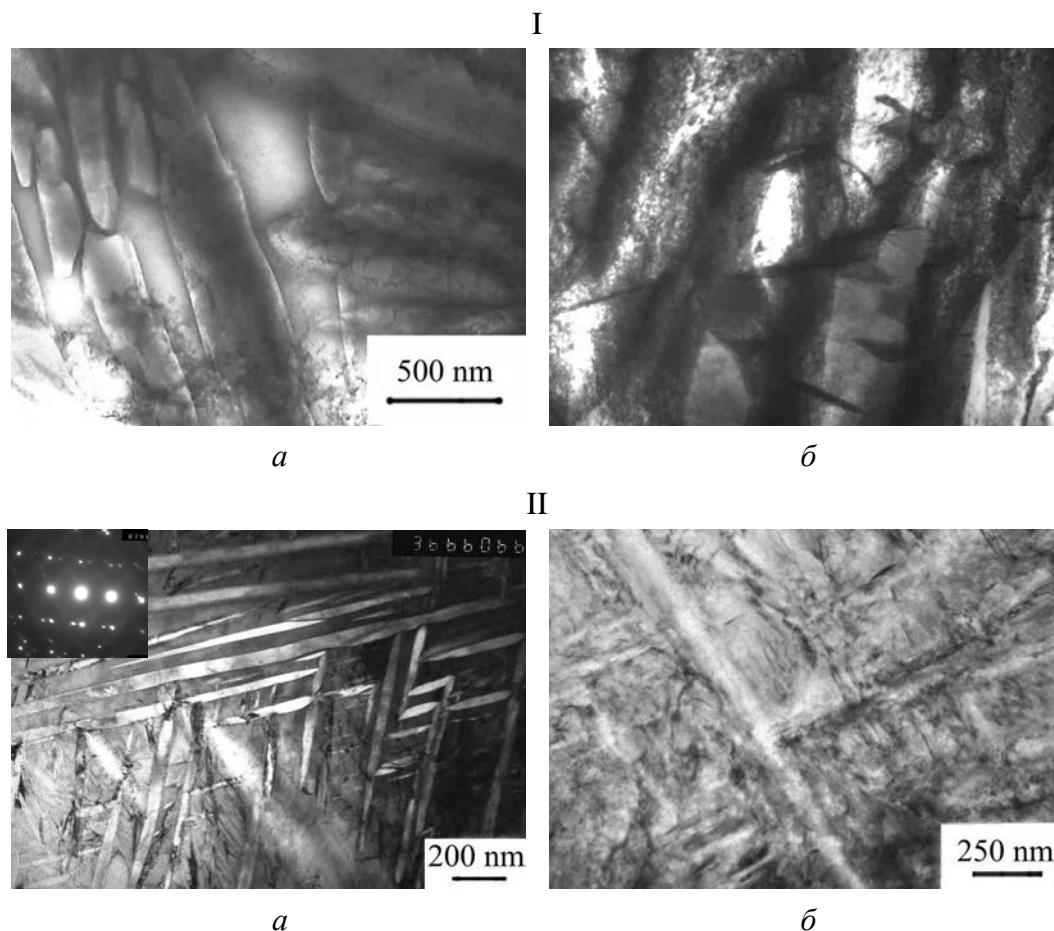


Рис. 4. Микроструктура сплавов 10–2–3 (I) и 5553 (II) в исходном состоянии после растяжения на стадии равномерной деформации (а) и в области шейки (I,б) и разрыва (II,б)

В исходном сплаве 5553 деформационная структура носит совершенно иной характер. В процессе равномерной деформации появляется деформационный α'' -мартенсит (рис. 4,II,а), что хорошо видно на электронограммах. Однако при рентгенографическом исследовании массивных деформированных образцов мартенсит не выявляется. Это может свидетельствовать о том, что мартенсит появляется в результате приготовления фольг для электронной микроскопии. С другой стороны, этот факт говорит о том, что в процессе деформации сплава 5553 с остаточной пористостью в объеме материала возникают высокие напряжения. Достаточно небольшой деформации при приготовлении фольги, чтобы возникал мартенсит. Отметим, что в месте, очень близком к зоне разрушения, наблюдается высокая плотность дислокаций, фаз с четкими границами не видно (рис. 4,II,б). Вероятно, высокие внутренние напряжения, которые могут приводить к образованию мартенсита, вызывают хрупкость и разрушение материала.

После ГИП структура кардинально изменяется. В сплаве 10–2–3 α - и β -фазы на макро- и мезоскопическом масштабных уровнях распределены однородно (рис. 5,а). На микроуровне структура представляет собой квази-пластинчатую структуру типа «корзиночного плетения» (рис. 5,б). При этом

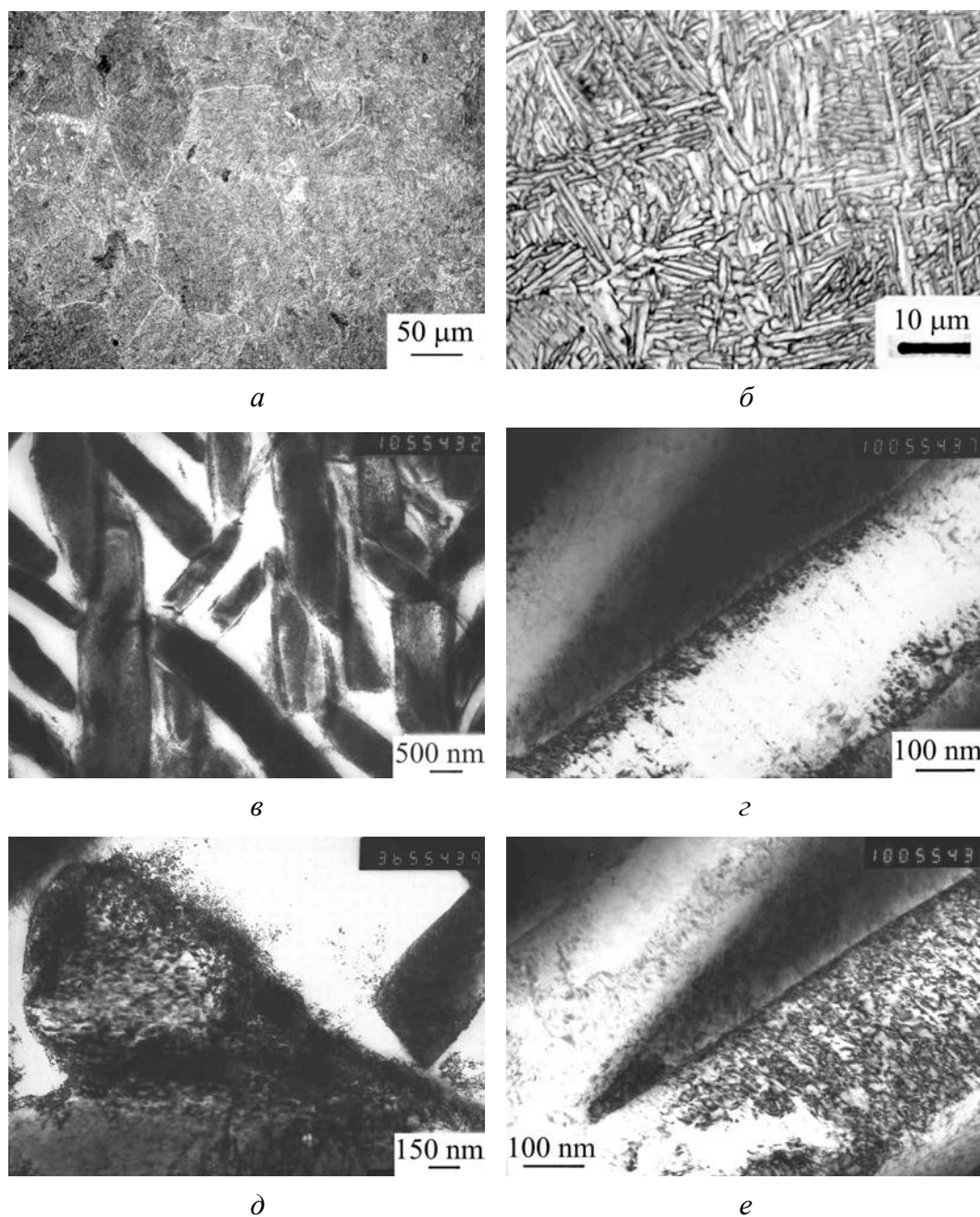


Рис. 5. Микроструктура сплава 10–2–3 после ГИП: *а, б, в* – общий характер при разных увеличениях; *г* – дислокационная структура на межфазной границе; *д* – характер дислокационной структуры в α -фазе; *е* – характер дислокационной структуры в β -фазе

выделившиеся пластины α -фазы более четкие, а межфазные границы размыты гораздо меньше (рис. 5,в), чем в исходном состоянии. Это свидетельствует о том, что в процессе ГИП происходит активное диффузионное перераспределение легирующих элементов, приводящее к образованию четких равновесных фаз. Неравновесная структура стремится к равновесию. Дислокационная структура в α - и β -фазах представляет собой сплетения дислокаций (рис. 5,д,е). Причем характер взаимного расположения дислокаций и фаз позволяет

предположить, что на рис. 5, *d* и *e* выявляется дислокационная структура на межфазных границах. Другими словами, в процессе ГИП значительную роль в уплотнении материала играет барьерный эффект межфазных границ для дислокаций, который неизбежно вызывает релаксацию локальных напряжений в виде деформации (скольжение дислокаций) по межфазным границам.

В процессе деформации растяжением сплава 10–2–3 в состоянии после ГИП границы фаз становятся еще более четкими (рис. 6, *a*), а сами фазы – контрастнее. Расположение α -пластин становится упорядоченным. В некоторых случаях на стыках колоний такие пластины взаимодействуют друг с другом. Это деформационное взаимодействие, которое указывает на то, что в процессе деформации растяжением происходит активное скольжение по межфазным границам. На рис. 6, *b* видно, как параллельные α -пластины одной колонии протыкают пластину другой. Хорошо видно также накопление дислокаций на межфазных границах (рис. 6, *в*). Дислокационная структура в обеих фазах в процессе деформации растяжением становится более однородной (рис. 6, *г*). Вполне вероятно, что на этом рисунке мы видим границы дислокационных ячеек, которые во многих случаях образуются на межфазных границах или в их окрестности. Это является подтверждением вывода, сделанного после обработки кривых растяжения (см. рис. 3, *a*).

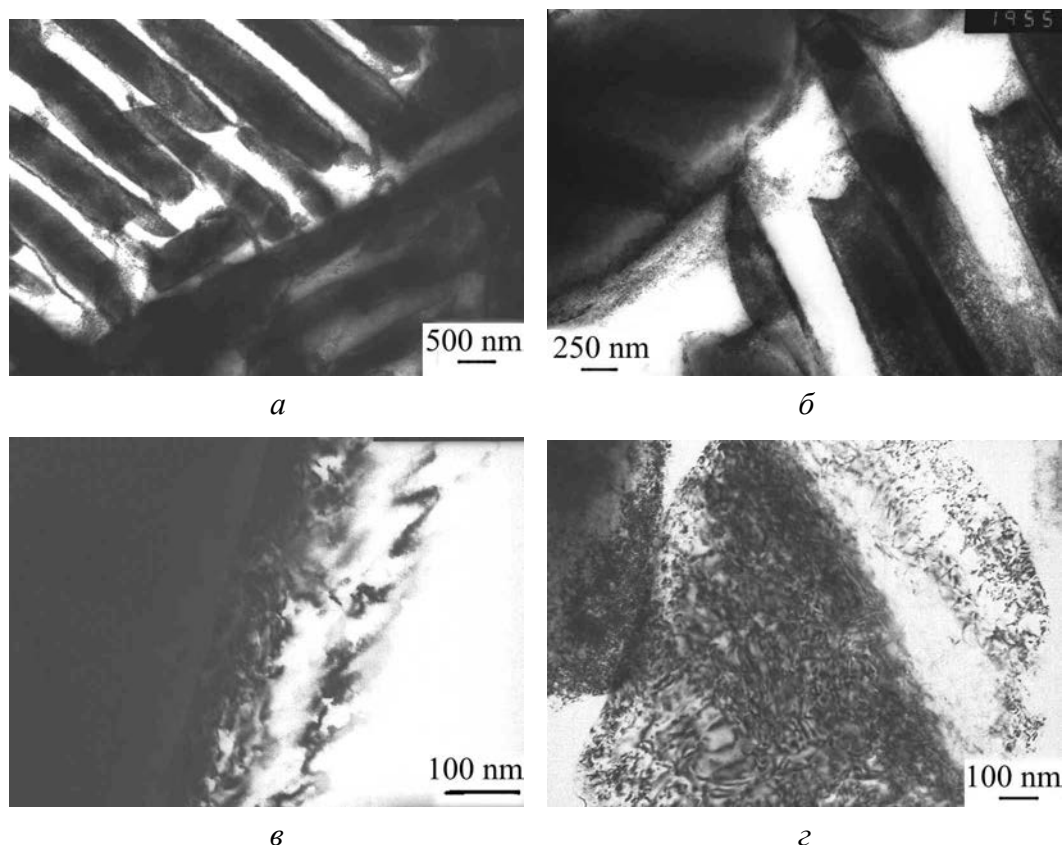


Рис. 6. Микроструктура сплава 10–2–3 после ГИП и растяжения: *a* – общий характер структуры; *b* – пластины α -фазы, протыкающие в процессе деформации α -фазу другой системы; *в* – межфазная граница и параллельный строй дислокаций; *г* – дислокационная структура в α - и β -фазах

Совершенно иные морфология фаз и дислокационная структура возникают после ГИП сплава 5553. Размер фазовых прослоек становится таким малым (рис. 7,б), что на макро- и мезоскопическом уровнях структура выглядит однородной (рис. 7,а). Распределение α - и β -фазовых элементов в некоторых местах имеет квазипластинчатый характер, а в других местах носит характер, близкий к глобулярному распределению α -выделений (рис. 7,б). Кроме устранения пористости формирование такой почти бимодальной структуры может быть одной из основных причин весомого повышения пластичности сплава 5553 после ГИП. Однако на субмикронном масштабном уровне хорошо видно, что структура материала, хотя и более упорядочена,

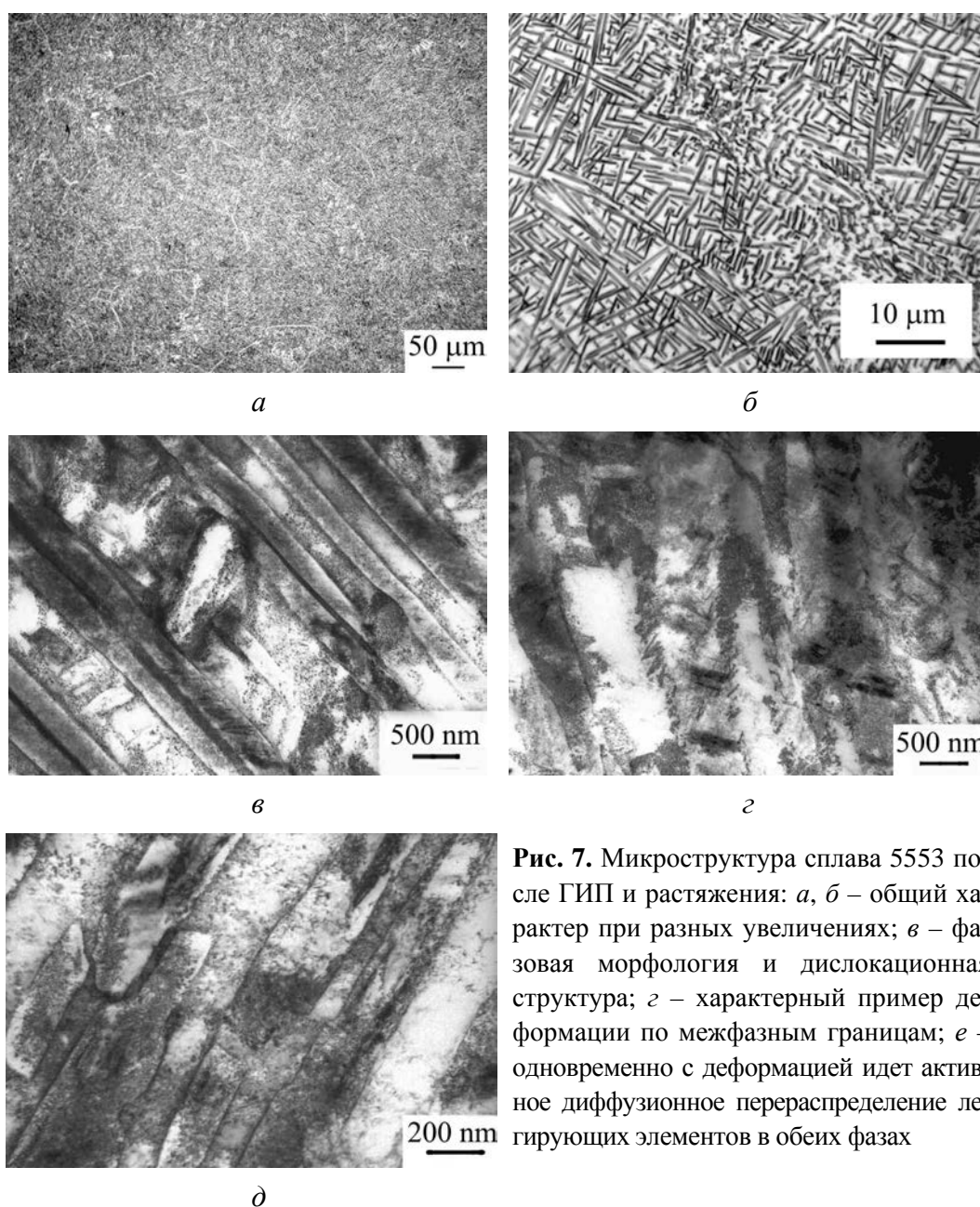


Рис. 7. Микроструктура сплава 5553 после ГИП и растяжения: *а, б* – общий характер при разных увеличениях; *в* – фазовая морфология и дислокационная структура; *г* – характерный пример деформации по межфазным границам; *е* – одновременно с деформацией идет активное диффузионное перераспределение легирующих элементов в обеих фазах

чем в исходном состоянии (рис. 7,в), еще не является равновесной. На это указывают и незавершенное диффузионное перераспределение легирующих элементов, и высокая плотность дислокационных сплетений внутри фаз (рис. 7,в,д), а также незавершенность структуры скольжения по межфазным границам (рис. 7,з). Особенно необходимо отметить достаточно убедительное свидетельство того, что одновременно с деформацией идет активное диффузионное перераспределение легирующих элементов в обеих фазах (рис. 7,д).

На основании полученных результатов и их анализа мы можем предложить свой взгляд на механизм уплотнения титановых сплавов в процессе ГИП. Он заключается в том, что в окрестности пор вначале происходит активное зарождение и скольжение дислокаций в α - и β -фазах. Поскольку α -фаза контролирует упрочнение при деформации, то это означает, что дислокации в ней движутся медленнее, чем в β -фазе. Поэтому β -фаза освобождается от дислокаций быстрее, они накапливаются у межфазных границ, которые являются эффективными барьерами для таких дислокаций. Накопление дислокаций у межфазных границ создает локальные очаги напряжений, релаксация которых осуществляется скольжением по межфазным границам. Такое скольжение в случае всестороннего сжатия при усадке (деформации) 1.5% обеспечивает сохранение сплошности материала. Одновременно благодаря градиенту химического потенциала, который возникает из-за высоких градиентов напряжений и концентраций легирующих элементов в окрестности межфазных границ, происходят самодиффузия и диффузия. Самодиффузия способствует рассасыванию пор, а диффузия легирующих элементов обеспечивает их перераспределение и изменение фазовой морфологии. Вакансии и легирующие атомы диффундируют к стокам, каковыми являются дислокации. Диффузия вдоль дислокаций на несколько порядков выше, чем в кристалле. Дислокации, захватывая атомы легирующих элементов, ускоряют процесс перераспределения элементов в пределах каждой фазы. В свою очередь, градиенты напряжений и концентраций элементов могут порождать новые дислокации. Таким образом, благодаря взаимодействию нескольких процессов – появления высокой плотности подвижных дислокаций, их скольжения и диффузии вакансий и легирующих элементов – происходят уплотнение материала и изменение морфологии фаз при ГИП. В более конкретном виде: самодиффузия и скольжение по межфазным границам обеспечивают залечивание пор, диффузия легирующих элементов и скольжение дислокаций в пределах фаз являются причиной изменения фазовой морфологии в титановых сплавах при ГИП.

Одна из причин, по которым использованные режимы ГИП обеспечивают более быстрый и полный переход к равновесному распределению фаз и концентрации легирующих элементов в фазах в сплаве 10–2–3 по сравнению со сплавом 5553, где фазово-структурное состояние далеко от равновесного, состоит в очень высокой скорости диффузии Fe в α -Ti. Она на 6–10 поряд-

ков выше величины скорости диффузии Мо – одного из основных β -стабилизирующих легирующих элементов в сплаве 5553. Поэтому для достижения равновесных структур в этом сплаве, важном для практического применения, необходимо использовать вариации давления, температуры и времени ГИП, чему будут посвящены наши дальнейшие исследования.

Выводы

1. ГИП титановых сплавов 10–2–3 и 5553 с пористостью 2.8–3.5 vol.%, оставшейся после синтеза из порошков, при давлении 200 МПа, температуре 750°C в течение 2 h обеспечивает уплотнение до остаточной пористости менее 0.1 vol.%

2. ГИП сплавов приводит к фазово-структурному состоянию, более равновесному по сравнению с состоянием после синтеза из порошков. При этом структура сплава 10–2–3 более близка к равновесной и характеризуется четким упорядоченным распределением α -фазы, выделившейся из β -фазы в виде тонких прослоек-пластин. Структурное состояние сплава 5553 еще далеко от равновесного и характеризуется бимодальным дисперсным распределением α - и β -фаз. Причина такого различия между сплавами заключается в очень высокой диффузионной подвижности атомов Fe в α -Ti в сплаве 10–2–3 по сравнению с низкой подвижностью Mo и Cr, основных легирующих элементов в сплаве 5553.

3. Уплотнение и структурное состояние после ГИП приводит к повышению пластичности сплавов (10-2-3 в 2.2 раза, а 5553 – в 4.2 раза) без существенного изменения их прочности.

4. Установлено, что залечивание пор при ГИП в ($\alpha + \beta$)-титановых сплавах обеспечивается самодиффузией и скольжением дислокаций по межфазным границам, а изменение фазовой морфологии – диффузией легирующих элементов и скольжением дислокаций в пределах фаз.

5. Показано, что уплотнение материала и изменение морфологии фаз при ГИП происходят благодаря взаимодействию нескольких процессов – образования высокой плотности подвижных дислокаций, их скольжения, накопления и диффузии вакансий и легирующих элементов.

1. *О.М. Ивасишин, Д.Г. Саввакин, К.А. Бондарева, В.С. Моксон, В.А. Дузь*, Наука и инновации № 2, 45 (2005).
2. *Я.Е. Гегузин*, Физика спекания, Наука, Москва (1984).
3. *К.Т. Kim, Н.С. Yang*, Powder Metallurgy **44**, 41 (2001).
4. *L. Sanchez, E. Quedraogo, L. Federzon, and P. Stutz*, Powder Metallurgy **45**, 359 (2002).
5. *О.І. Дехтяр, М.В. Матвійчук, І.В. Моїсєєва, Д.Г. Саввакін*, Фізико-хімічна механіка матеріалів **44**, № 3, 107 (2008).
6. *А.И. Дехтяр, М.В. Матвийчук, И.В. Моисеева, Д.Г. Саввакин*, Металлофиз. новейшие технол. **31**, 1707 (2009).

7. В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский, Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов, Наукова думка, Киев (1989).
8. В.Ф. Моисеев, Металлофиз. новейшие технол. **23**, 387 (2001).

О.И. Дехтяр, I.B. Моисеева, В.В. Невдача, Д.Г. Саввакин

СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ, ПІСЛЯ ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ

Досліджено вплив гарячого ізостатичного пресування (ГІП) при 200 МПа, 750°C на заліковування залишкової пористості 2.8–3.5 vol.%, механічні властивості при розтягу та фазово-структурні зміни титанових сплавів Ti–10V–2Fe–3Al та Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr (mass%), отриманих пресуванням при 300–400 МПа при кімнатній температурі порошків TiH₂ і лігатур V–Fe–Al та Al–V–Mo–Cr з наступним спіканням при 1250°C протягом 4 h. Структурні дослідження виконували за допомогою оптичної та електронної мікроскопії на просвіт. Встановлено, що ГІП забезпечує ущільнення до пористості менше 0.1 vol.%. Заліковування пор при ГІП в (α + β)-титанових сплавах обумовлено самодифузією й ковзанням дислокацій по міжфазних границях, а зміна фазової морфології – дифузією легуючих елементів і ковзанням дислокацій у межах фаз. Ущільнення й структурний стан після ГІП призводить до підвищення пластичності сплавів у 2–4 рази без суттєвої зміни їх міцності.

Ключові слова: титанові сплави, порошкова металургія, заліковування залишкової пористості, гаряче ізостатичне пресування, фазово-структурний стан, механізм структурних змін

A.I. Dekhtyar, I.V. Moiseyeva, V.V. Nevdacha, D.G. Savvakina

STRUCTURE AND PHASE TRANSITIONS AND MECHANICAL PROPERTIES OF TITANIUM ALLOYS OBTAINED BY POWDER METALLURGY AFTER HOT ISOSTATIC PRESSING

The paper reports the results of investigation of interrelation between phase and structure changes in the course of hot isostatic pressing (HIP) occurred in titanium alloys of low residual porosity after their synthesis from powders (cold pressing and sintering). It is demonstrated that in order to enhance plasticity, HIP can be effectively applied to alloys with residual porosity, even to the brittle Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr alloy. The methods of optical and transmitting electron microscopy were used for the tests of phase morphology and dislocation structure of the titanium alloys after HIP. The obtained data and performed analysis, found regularities of phase distribution and morphology, accumulation of dislocations inside phases and at interfaces allowed conclusions about the evolution of diffusion distribution of doping elements in phases. The model of pore healing, compaction of the alloys and evolution of phase morphology is suggested that considers interaction of two processes: formation of high density of mobile dislocations, their slipping and

accumulation on the one hand, and diffusion of vacancies and doping elements on the other hand.

Keywords: titanium alloys, powder metallurgy, healing of residual porosity, hot isostatic pressing, phase and structure state, mechanism of structure changes

Fig. 1. Structure of 10–2–3 (*a, б*) and 5553 (*в, г*) alloys in the initial state after synthesis

Fig. 2. Tensile machine curves of 10–2–3 (*a*) and 5553 (*б*) alloys in the initial state after synthesis (I) and after HIP treatment (II)

Fig. 3. Homogeneous strain stage of 10–2–3 alloy (*a*) and 5553 alloy (*б*) transformed in S – e^n coordinates after HIP treatment

Fig. 4. Microstructure of 10–2–3 alloy (I) and 5553 alloy (II) in the initial state after tension at the homogeneous strain stage (*a*), in the neck region (I,*б*) and in the fracture region (II,*б*)

Fig. 5. Microstructure of 10–2–3 alloy after HIP: *a, б, в* – the general view at different magnifications; *г* – dislocation structure within interface boundary; *д* – dislocation structure in α -phase; *е* – dislocation structure in β -phase

Fig. 6. Microstructure of 10–2–3 alloy after HIP and tension: *a* – the general view; *б* – α -phase plates spiting α -phase of other system during deformation process; *в* – interface boundary and parallel row of dislocations; *г* – dislocation structure in α - and β -phases

Fig. 7. Microstructure of 5553 alloy after HIP and tension: *a, б* – general view at different magnifications; *в* – phase morphology and dislocation structure; *г* – thematic example of deformation on interface boundaries; *е* – active diffusion redistribution of alloying elements in both phases occurs simultaneously with deformation process