

PACS numbers: 61.05.cp, 61.50.Ks, 61.72.Ff, 81.05.Bx, 81.20.Wk, 81.40.Ef, 81.40.Vw

## **Особенности формирования кристаллографической текстуры и остаточных напряжений в титановом сплаве VT22 после комплексного воздействия интенсивной термомеханической обработки и скоростного нагрева**

О. П. Карасевская, П. Е. Марковский, С. Л. Антонюк\*, И. М. Гавриш\*

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Акад. Вернадского, 36,  
03680, ГСП, Киев-142, Украина  
\*ГП «АНТОНОВ»,  
ул. Акад. Туполева, 1,  
03062 Киев, Украина*

Методами рентгеновского дифракционного анализа проведено исследование процессов формирования кристаллографической текстуры, остаточных макро- и микронапряжений в титановом сплаве VT22 при интенсивной пластической деформации ковкой–прокаткой, последующем скоростном нагреве и формировании головки болта. Установлено, что в разных слоях возникают различные, как по величине, так и по знаку, остаточные напряжения. При этом в  $\beta$ -фазе деформация происходит главным образом по плоскостям  $\{110\}$ , а в  $\alpha$ -фазе, которая выделяется внутри  $\beta$ -зёрен непосредственно в процессе интенсивной деформации, в пластическое течение вовлекаются все системы скольжения. В результате в  $\beta$ -фазе образуется острая кристаллографическая текстура, в которой объединяются текстуры, характерные для двух разных типов деформации —ковки и прокатки. При последующем скоростном нагреве и деформации для

---

Corresponding author: Olga Pavlivna Karasevska  
E-mail: karas@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,  
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03680 Kyiv, Ukraine  
\*\*Antonov' Company, 1 Academician Tupolev Str., 03062 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: O. P. Karasevska, P. E. Markovsky, S. L. Antonyuk, and I. M. Havrysh, Features of Crystallographic Texture and Residual-Stresses' Formation in Titanium VT22 Alloy under Combined Action of Intensive Thermomechanical Processing and Rapid Heating, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 5: 617–633 (2016) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.38.05.0617.

формирования головки болта тип и характер кристаллографической текстуры остаются неизменными, но её острота в  $\beta$ -фазе уменьшается, а в  $\alpha$ -фазе возрастает, что можно объяснить увеличением доли  $\alpha$ -фазы в объёме сплава и её большим вовлечением в пластическую деформацию.

**Ключевые слова:** кристаллографическая текстура, остаточные напряжения, микроструктура, титановые сплавы, деформация, скоростная термическая обработка, крепёж.

Методами рентгенівської дифракційної аналізи проведено вивчення процесів формування кристаллографічної текстури, залишкових макро- і мікронапружень у титановому стопі VT22 при інтенсивній пластичній деформації куванням–прокатуванням, наступному швидкісному нагріванні і формуванні головки болта. Встановлено, що в різних шарах виникають різні, як за величиною, так і знаком, залишкові напруження. При цьому в  $\beta$ -фазі деформація проходить головним чином по площинах  $\{110\}$ , а в  $\alpha$ -фазі, яка виділяється всередині  $\beta$ -зерен безпосередньо в процесі інтенсивної деформації, пластична течія проходить по всіх системах ковзання. В результаті в  $\beta$ -фазі формується гостра кристаллографічна текстура, яка поєднує текстури, характерні для двох різних типів деформації — кування та прокатування. При наступному швидкісному нагріванні та деформації для формування головки болта тип і характер кристаллографічної текстури залишаються незмінними, проте її гострота в  $\beta$ -фазі зменшується, а в  $\alpha$ -фазі зростає, що можна пояснити збільшенням частки  $\alpha$ -фазы в об'ємі стопу та її більшим залученням у пластичну деформацію.

**Ключові слова:** кристаллографічна текстура, залишкові напруження, микроструктура, титанові стопи, деформація, швидкісне термічне оброблення, кріпильні деталі.

Formation of crystallographic texture, residual macro- and microstresses during intensive hot deformation with forging–rolling of titanium VT22 alloy followed by rapid heating and forming of bolt head is studied using X-ray diffraction analysis. As established, the residual stresses of different signs and magnitudes appear in different layers depending on distance from the surface. Plastic deformation in  $\beta$ -phase takes place mainly in  $\{110\}$  planes, while, in  $\alpha$ -phase precipitated during intensive deformation, plastic flow is coming through all slip systems. As a result, sharp crystallographic texture of  $\beta$ -phase is formed and combines two types of texture produced by two different kinds of deformation forging and rolling. Subsequent rapid heating followed by forming of bolt head and deformation does not change type of crystallographic texture, but its sharpness is decreased in  $\beta$ -phase and increased in  $\alpha$ -phase. The last one can be associated with increase of the  $\alpha$ -phase volume fraction and, conformably, its wider involvement into deformation process.

**Key words:** crystallographic texture, residual stresses, microstructure, titanium alloys, deformation, rapid heat treatment, fasteners.

*(Получено 1 марта 2016 г.; окончат. вариант — 30 марта 2016 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Высокопрочный сплав ВТ22 (Ti–5Al–5Mo–5V–1Fe–1Cr (% масс.)) был разработан в 60-х годах прошлого века как метастабильный  $\beta$ -сплав для использования в различных, преимущественно крупногабаритных изделиях, в которых упрочняющая термообработка позволяет получать уровень прочности до 1100 МПа [1, 2]. В настоящее время развитие авиационной техники требует для отдельных изделий ответственного назначения, например, деталей разъёмных соединений, существенно более высоких значений прочности (не менее 1350 МПа), для чего необходимо применять нестандартные, без использования печного нагрева, методы термической обработки [3, 4]. В работах [5, 6] была показана возможность создания требуемого высокопрочного состояния в сплаве ВТ22 за счёт применения в процессе термоупрочнения скоростного нагрева с последующей закалкой. Предложенная технология термоупрочнения представляется перспективной для изготовления высокопрочных болтов и в случае использования в качестве исходного материала стандартных прутковых полуфабрикатов [7]. Кроме того, существует возможность дополнить достигнутый термообработкой уровень прочности вкладом текстурной составляющей материала, для чего следует применить интенсивную пластическую деформацию, например, методом шаговойковки-прокатки [8, 9]. При подобном способе термомеханической обработки выявленные особенности сформированной микроструктуры и текстуры метастабильных  $\beta$ -титановых сплавов были изучены различными методами, включая EBSD [10, 11]. В частности, для сплава ВТ22, было отмечено, помимо образования острой аксиальной  $\{110\}\beta$ -текстуры, отсутствие рекристаллизации матричной фазы, что является необычным фактом, поскольку пластическая деформация за один проход составляла  $\cong 75\%$ . Был сделан вывод, что, вероятно, в подобных «жёстких» температурно-силовых условиях деформация осуществлялась путём разворота кристаллографической решётки без участия процессов возврата, полигонизации и рекристаллизации. Для выяснения особенностей реализации процесса формирования микроструктуры и кристаллографической текстуры, которые могут дать ответ на вопрос о механизме пластической деформации в особых условиях интенсивного нагружения, а также влияния последующей обработки полученных при этом полуфабрикатов, было проведено настоящее исследование.

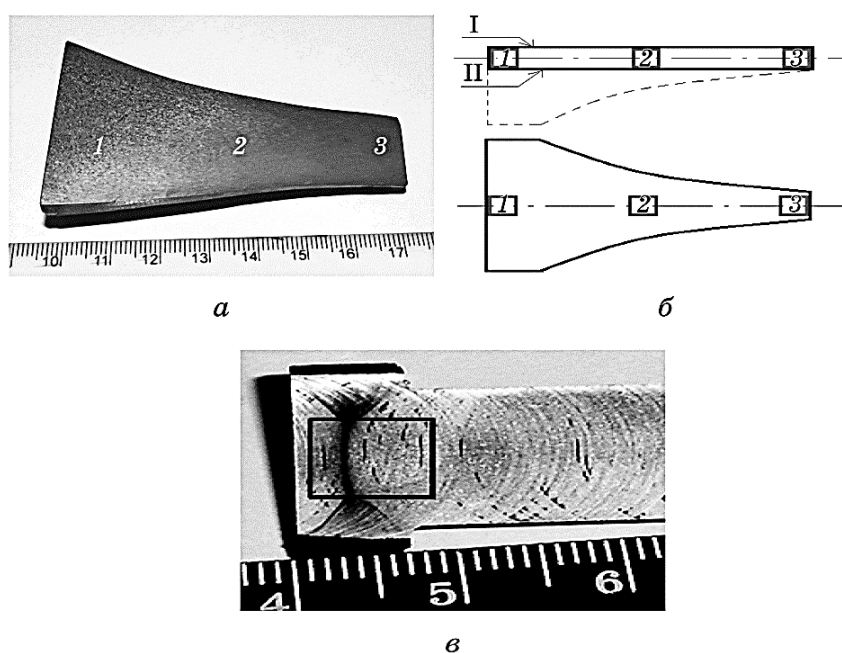
## 2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА

В качестве исходного материала был использован пруток сплава ВТ22 диаметром 40 мм, который нагревали до температур однофазной  $\beta$ -области, калили в воду и старили в двухступенчатом режиме для выделения дисперсных частиц  $\alpha$ -фазы в объёме  $\beta$ -зёрен, а не на

их границах (детали обработки см. в [12]). Таким образом избегали влияния исходной микроструктуры на конечное структурно-фазовое состояние сплава. Далее заготовка длиной 300 мм подвергалась индукционному нагреву до температуры 900°C и последующей ковке-прокатке на предприятии Патон-Армения [13], причём процесс деформации был остановлен с целью формирования «градиентного» образца, общий вид которого приведён на рис. 1, а. На полученном образце вдоль продольной оси были изготовлены две поверхности для исследования: одна вдоль продольной оси по диаметру образца — внутренняя I-я сторона, а вторая — на расстоянии 8 мм от поверхности I-ой стороны — внешняя II-я сторона (рис. 1, б). Это позволило исследовать структурно-фазовое и текстурное состояние материала в центре прутка и вблизи его поверхности. Для детального исследования были выбраны 3 участка на каждой из двух поверхностей, отмеченные на рис. 1, а, которые характеризуются разной степенью деформации: 1 — до деформации, 2 — в очаге деформации ( $\cong 50\%$ ), 3 — после деформации ( $\cong 75\%$  за один проход). Микроструктуру сплава изучали при помощи оптического микроскопа Olympus IX70. Рентгенографическим методом на дифрактометре Ultima VI определяли фазовый состав, остаточные макро- и микронапряжения, размер областей когерентного рассеивания (ОКР, по смещению, уширению (FWHM) отражений на  $\theta$ - $2\theta$ -кривых и методом « $\sin^2\psi$ ») и кристаллографическую текстуру по полюсным фигурам.

После выполнения металлографических и общих рентгеновских исследований на «градиентном» образце, на котором из-за его размеров было невозможно провести более детальные исследования, например, кристаллографической текстуры, из него были вырезаны 3 отдельных образца, на которых были продолжены исследования на обеих поверхностях. Образцы вырезали таким образом (рис. 1, б), чтобы они соответствовали обозначенным участкам 1–3 «градиентного» образца, ограничивали площадь  $10 \times 10$  мм<sup>2</sup> на его I-ой поверхности и сохраняли неизменной II-ю поверхность.

Полученный ковкой-прокаткой прутки предполагается использовать для изготовления высокопрочных болтов [6, 14] и потому следующим этапом настоящего исследования было изучение изменений, которые происходят в процессе горячего формирования головки болта. Высадке головки предшествовала скоростная термическая обработка, которая, как было показано ранее [5, 6], не влияет на текстуру прутка, сформированную в при предварительных деформационных обработках. Формирование головки болта проводили на заготовке длиной 200 мм, в которой край  $\cong 20$  мм нагревался индукционным способом (со скоростью порядка 200°C/с до температур 700–750°C, т.е. в таком температурном интервале, в котором при данной скорости нагрева не происходит фазовых превращений) с последующей высадкой в горизонтальной ковочной машине за 1 ход штампа.



**Рис. 1.** Исследованные образцы: *а* — макрошлиф внутренней (I-ой) поверхности образца сплава ВТ22, полученного при остановке шаговой ковки-прокатки. Участки исследования на «градиентном» образце: 1 — исходное состояние, 2 —  $\cong 50\%$  от максимальной деформации, 3 — конечное состояние прутка; *б* — схема вырезки образцов из «градиентного» образца, представленного на рис. 1, *а*; *в* — макрошлиф продольного разреза болта, изготовленного из прутка. Квадратами на (*б*) и (*в*) указаны вырезанные для исследования образцы. На рис. 1, *б* пунктирной линией показана отрезанная часть исходного «градиентного» образца, а цифрами I и II указано положение изученных поверхностей I-ой и II-ой сторон соответственно.

**Fig. 1.** Specimens at issue: *a*—general view of internal (the I<sup>st</sup>) surface of ‘gradient’ specimen of VT22 obtained after ‘stopped’ forging–rolling. Investigated areas: 1—initial state, 2—after  $\cong 50\%$  of final deformation, 3—final condition of rod; *б*—scheme of specimens cutting from ‘gradient’ one presented in Fig. 1, *a*; *в*—general view of longitudinal cutting of bolt made with forged-rolled rod. Squares in Figs. *б* and *в* show locations of cut for study samples. In Figure 1, *б*, dashed line shows removed on cutting part of initial ‘gradient’ specimens, and numbers I and II show locations of the I<sup>st</sup> and II<sup>nd</sup> surfaces of studied specimens.

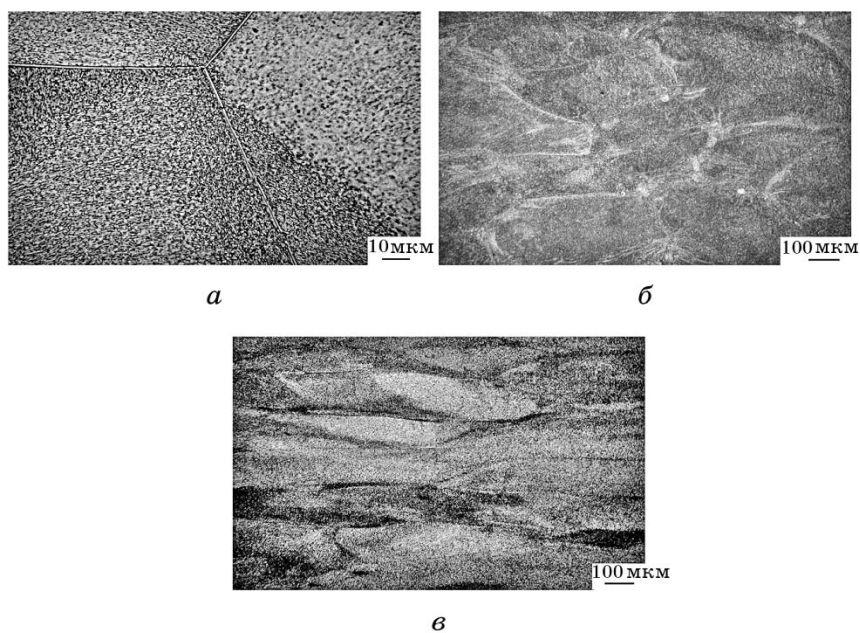
### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

#### 3.1. «Градиентный» образец

Микроструктура I-ой поверхности образца приведена на рис. 2, где видно, что по мере увеличения степени деформации имеет место

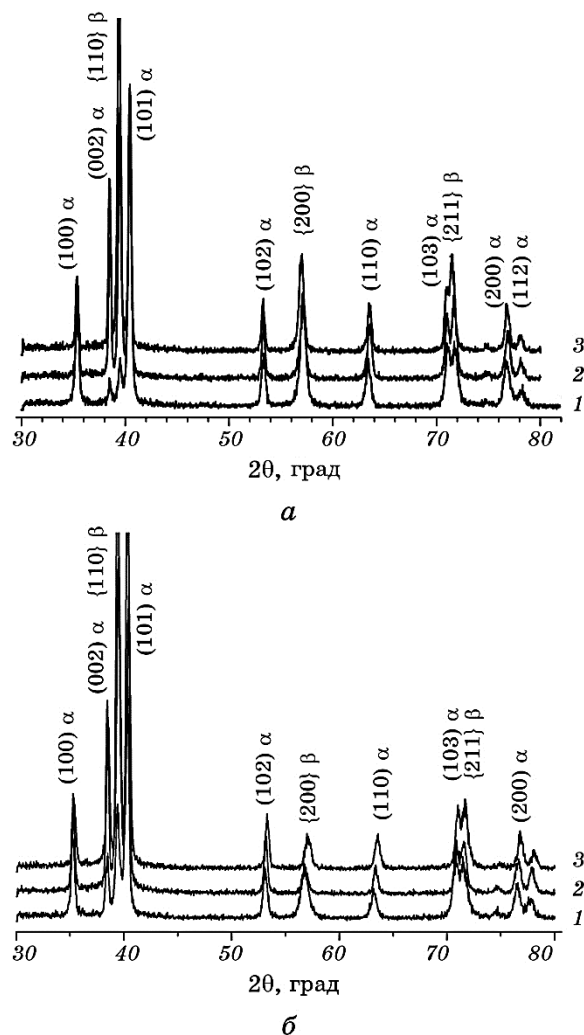
трансформация крупных ( $\cong \varnothing 200$  мкм) равноосных  $\beta$ -зёрен (рис. 2, *a*) в вытянутые вдоль направления течения металла (т.е. оси прутка). При этом по мере увеличения степени деформации увеличивается соотношение между продольным и поперечным размерами зёрен (рис. 2, *б, в*), а фазовый состав сплава остаётся одинаковым на всех участках образца (рис. 3).  $\theta$ - $2\theta$ -рентгенограммы, снятые как с внутренней (I-ой) так и с внешней (II-ой) поверхности «градиентного» образца, свидетельствуют о двухфазном ( $\alpha + \beta$ )-состоянии сплава VT22 по всему объёму.

Отличия наблюдаются в интенсивности и положении рентгеновских линий, как в различных частях, так и на поверхностях образца. На поверхности I-ой стороны по мере увеличения степени деформации (при переходе от участка 1 к 2 и 3; см. рис. 1, *a*) имеет место увеличение интенсивности отражений и смещение к меньшим углам (на большую или меньшую величину) рефлексов  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы (рис. 3, *a*). На поверхности II-ой стороны, при росте интенсивности отражений рефлекссы  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы смещаются в сторону больших углов, но также на различную величину (рис. 3, *б*).



**Рис. 2.** Микроструктура сплава VT22 на I-ой поверхности, полученная при остановке шаговойковки–прокатки в участках: 1 (*a*), 2 (*б*), 3 (*в*) на рис. 1, *a*.

**Fig. 2.** Microstructure of the VT22 alloy on the I<sup>st</sup> surface of ‘gradient’ specimen obtained after ‘stopping’ of forging–rolling in locations: 1 (*a*), 2 (*б*), and 3 (*в*) in Fig. 1, *a*.



**Рис. 3.**  $\theta$ - $2\theta$ -рентгенограммы «градиентного» образца на участках 1–3, полученные на I-ой (а) и II-ой (б) поверхностях образца.

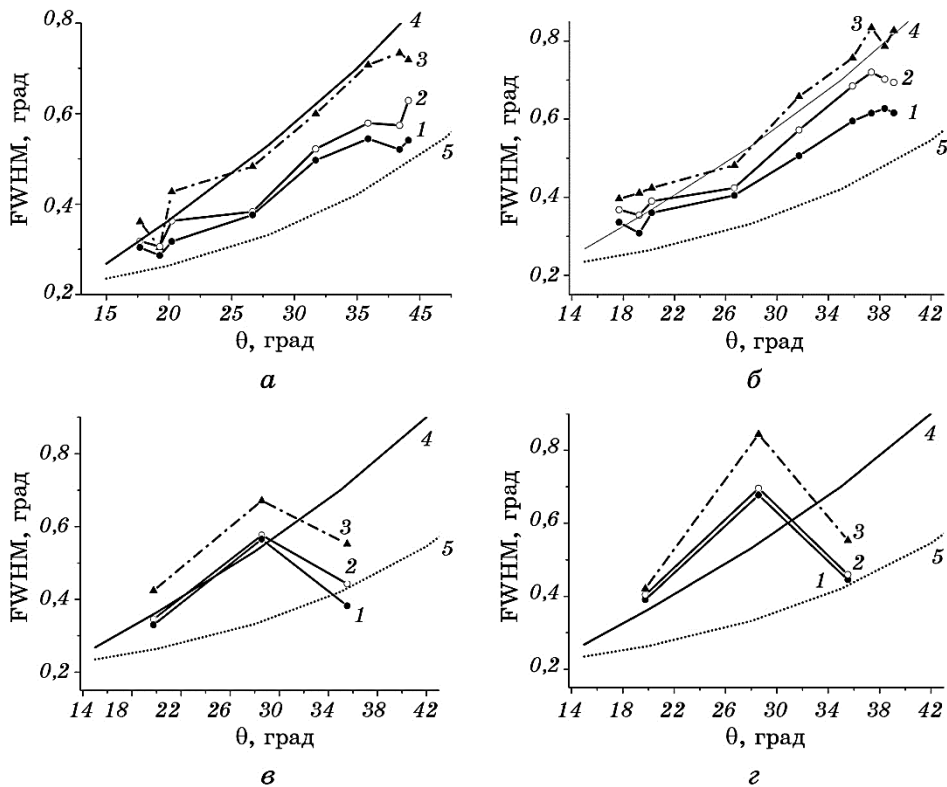
**Fig. 3.**  $\theta$ - $2\theta$  X-ray patterns of 'gradient' specimen obtained in the locations 1–3 for the I<sup>st</sup> (a) and II<sup>nd</sup> (b) surfaces.

Согласно [15] подобные смещения свидетельствуют о наличии различных по величине и знаку остаточных макронапряжений ( $\sigma_{ост}$ ) на разных поверхностях. Оценка их величины на внутренней I-ой поверхности при усреднении по всем линиям проводилась согласно с формулой [15]:

$$\sigma_{ост} \cong (-E/\mu)(\Delta d/d_0), \quad (1)$$

где  $E$  — модуль упругости,  $\mu$  — коэффициент Пуассона,  $\Delta d$  — изменение межплоскостного расстояния,  $d_0$  — межплоскостное расстояние в недеформированном состоянии. Из результатов оценки —  $\sigma_{\text{ост}} = 0,378 \cdot 10^{-2} E/\mu$  — следует, что для значений  $E \cong 110$  ГПа и  $\mu = 0,33$  значение  $\sigma_{\text{ост}}$  составляет 1,26 ГПа, т.е. на внутренней поверхности наблюдаются растягивающие напряжения  $\cong 1,3$  ГПа.

На внешней II-ой поверхности  $\sigma = -0,747 \cdot 10^{-2} E/\mu$ , а значит, при тех же значениях  $E$  и  $\mu$  наблюдаются сжимающие напряжения  $\sigma_{\text{ост}} \cong -2,5$  ГПа. Таким образом, интенсивная пластическая деформация при ковке-прокатке приводит к формированию сложного напряжённого состояния, когда остаточные напряжения по сечению материа-



**Рис. 4.** Изменение полуширины рефлексов (FWHM)  $\alpha$  (а, б) и  $\beta$  (в, г) фаз в зависимости от угла отражения  $\theta$  для образца, исследованного с I-ой (а, в) и II-ой (б, г) стороны «градиентного» образца. Кривые: 1 — участок 1 на рис. 1, а; 2 — участок 2 на рис. 1, а; 3 — участок 3 на рис. 1, а; 4 —  $\text{tg}\theta$ ; 5 —  $(\cos\theta)^{-1}$ .

**Fig. 4.** Dependences between FWHM and diffraction angle  $\theta$  for  $\alpha$  (а, б) and  $\beta$  (в, г) phases for 'gradient' specimen investigated on the I<sup>st</sup> (а, в) и II<sup>nd</sup> (б, г) surfaces. Curves: 1—location 1 in Fig. 1, а; 2—location 2 in Fig. 1, а; 3—location 3 in Fig. 1, а; 4— $\text{tg}\theta$ ; 5— $(\cos\theta)^{-1}$ .

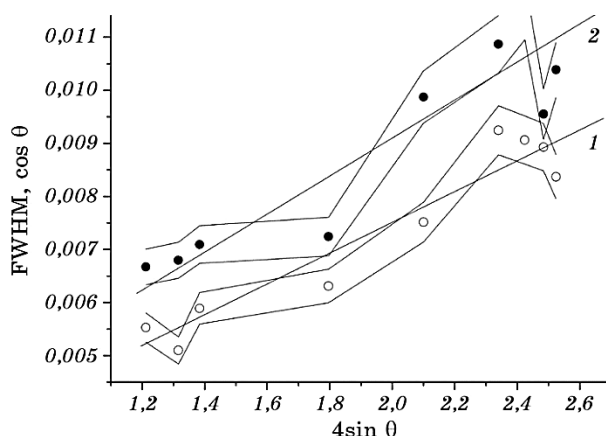


ла отличаются не только величиной, но и знаком. Соотношение растягивающих и сжимающих напряжений обусловлено соотношением диаметра образца к величине зоны деформации.

Анализ ширины отражений проведён для  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы с обеих сторон «градиентного» образца, и на рис. 4 приведены зависимости её величины (FWHM) от угла отражения  $\theta$ . Для  $\alpha$ -фазы на внутренней и внешней сторонах (рис. 4, *a* и *б*) изменение полуширины отражений происходит равномерно с углом отражения, близко к значениям зависимости  $(\cos\theta)^{-1}$  в исходном состоянии (участок 1 на рис. 1, *a*) и приближается к зависимости  $\operatorname{tg}\theta$  в состояниях после деформации (участки 2 и 3 на рис. 1, *a*). Из этого следуют следующие выводы: 1) деформация на макроуровне проходила в образце равномерно, т.е. пластическое скольжение происходило практически по всем возможным кристаллографическим направлениям; 2) с увеличением степени деформации уменьшается размер областей когерентного рассеивания (ОКР), которые в свою очередь определяются размером элементов субструктуры  $\alpha$ -фазы; 3) деформация привела к возникновению микронапряжений.

Предполагая, что FWHM определяется размерами ОКР ( $D_{\text{окр}}$ ) и микронапряжениями ( $\sigma_m$ ), оценим их величину, используя построение на рис. 5. Пересечение с осью ординат в соответствии с формулой Селякова–Шеррера определяет размер ОКР по формуле [15]:

$$D_{\text{окр}} \cong K\lambda / (\text{FWHM} \times \cos\theta), \quad (2)$$



**Рис. 5.** Разделение вкладов размера ОКР и микронапряжений в ширину линий  $\alpha$ -фазы на  $\theta$ - $2\theta$ -рентгенограммах I-ой поверхности, где 1 — 1-й участок, 2 — 3-й участок.

**Fig. 5.** Separation of contributions of regions of coherent scattering size and microstresses into the width of  $\alpha$ -phase diffraction line in  $\theta$ - $2\theta$  diffraction patterns for the I<sup>st</sup> surface; 1—location 1; 2—location 3.

где  $K$  — коэффициент ( $\cong 1$ ),  $\lambda_{Cu} = 1,54 \text{ \AA}$ .  $D_{окр}$  на I-ой поверхности в  $\alpha$ -фазе для исходного состояния  $\cong 320 \text{ \AA}$ , а после деформации  $\cong 240 \text{ \AA}$ . На II-ой поверхности в  $\alpha$ -фазе для исходного состояния  $D_{окр} \cong 310 \text{ \AA}$ , после деформации  $D_{окр} \cong 210 \text{ \AA}$ . Микронапряжения пропорциональны углу наклона ( $\cong \sin\theta/\cos\theta = \text{tg}\theta$ ) линий на рис. 5 и, используя формулу [15]:

$$\sigma_m \cong (E \times \text{FWHM}) / (4 \text{tg}\theta), \quad (3)$$

равны для исходного состояния в  $\alpha$ -фазе  $\sigma_m \cong 0,3 \cdot 10^{-2} E$  ( $\sigma_m \cong 0,33 \text{ ГПа}$ ), а для деформированного  $\sigma_m \cong 0,5 \cdot 10^{-2} E$  ( $\sigma_m \cong 0,55 \text{ ГПа}$ ), что в 1,6 раза выше, чем перед ковкой–прокаткой.

В отличие от  $\alpha$ -фазы для  $\beta$ -фазы (рис. 4, в, з) наблюдался существенно неравномерный рост FWHM в зависимости от угла отражения. Это, вероятно, связано с анизотропией скольжения в ОЦК-фазе для данной конкретной схемы приложения внешней нагрузки и деформации. Когда в кристалле растёт плотность дислокаций, то уширения узлов обратной решётки (для  $\theta$ – $2\theta$ -рентгенограммы это значения FWHM) зависят от типа систем дислокаций, т.е. от углов между линиями дислокаций, векторами Бюргерса и дифракционным вектором [16] и анизотропия этого уширения отражает неравномерный рост плотности дислокаций разных систем скольжения. Минимальные значения FWHM наблюдаются для отражений, соответствующих линиям краевых дислокаций, и, следовательно, в  $\beta$ -фазе, в соответствии с [16], изменения FWHM соответствуют росту плотности краевых дислокаций с линиями дислокаций  $\{211\}$  и плоскостями скольжения  $\{110\}$ . Оценка микронапряжений ( $\sigma_m$ ) и  $D_{окр}$  в  $\beta$ -фазе аналогично расчётам, приведённым для  $\alpha$ -фазы, даёт такие результаты: 1) перед ковкой–прокаткой на внутренней и внешней сторонах размер ОКР и  $\sigma_m$  в обеих фазах сплава ВТ22 практически совпадают ( $D_{окр} \cong 285 \text{ \AA}$ ,  $\sigma_m \cong 0,32 \cdot 10^{-2} \text{ ГПа}$ ); 2) после деформации усреднённые по направлениям микронапряжения превышают значения  $\sigma_m$  для  $\alpha$ -фазы в 3–4 раза, а размер ОКР в 1,5–2 раза меньше  $D_{окр}$   $\alpha$ -фазы. На внутренней стороне  $D_{окр} \cong 250 \text{ \AA}$ ,  $\sigma_m \cong 1,2 \cdot 10^{-2} E$  [ГПа] и на внешней  $D_{окр} \cong 220 \text{ \AA}$ ,  $\sigma_m \cong 1,6 \cdot 10^{-2} E$  [ГПа]. Отметим, что после деформации микронапряжения в  $\beta$ -фазе ориентированы, а ОКР — не сферической формы с отношением большего к меньшему размеру ОКР  $\cong 1,5$ – $2$ .

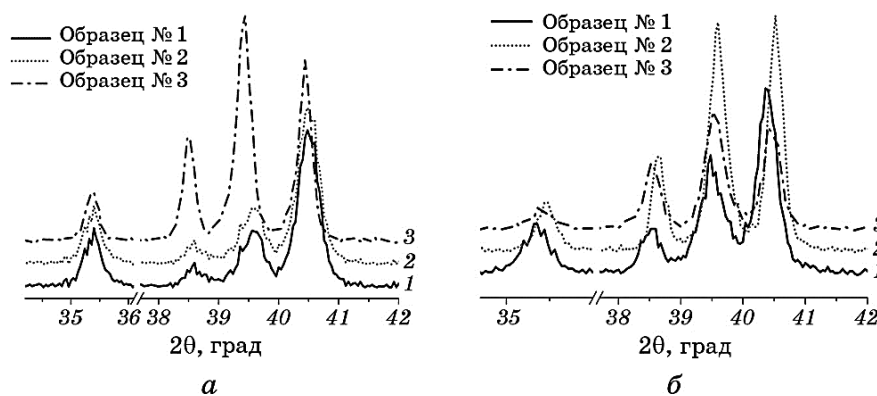
### 3.2. Образцы, вырезанные из «градиентного»

На  $\theta$ – $2\theta$ -рентгенограммах отражения для всех образцов на обеих (I-ой внутренней и II-ой внешней) поверхностях соответствуют двухфазному ( $\alpha + \beta$ )-состоянию (рис. 6). Смещение линий на образцах в очаге деформации и после её завершения (соответственно участки 2

и 3 на рис. 1, б) по сравнению с линиями образца без деформации (участок 1 на рис. 1, б) наблюдалось аналогично данным, полученным на исходном «градиентном» образце в тех же положениях (сравни с рис. 3). Оценка макронапряжений, проведённая двумя методами (по смещению линий и методом « $\sin^2\psi$ ») на 3-х образцах, также как и на 3-х участках «градиентного» образца подтвердила знаки напряжений на I-ой и II-ой сторонах, но они уменьшились по абсолютной величине в 2–2,5 раза, как на сжатие, так и на растяжение. Наиболее существенно макронапряжения изменились в образце № 2, соответствующем промежуточному этапу деформации. После завершения деформации (образец № 3) растягивающие макронапряжения на внутренней поверхности равны  $\cong 0,587$  ГПа, а сжимающие напряжения  $\cong 0,982$  ГПа. Можно предположить, что подобное изменение величины остаточных напряжений является результатом их релаксации при вырезании из общего массивного образца. Понятно, что подобная релаксация остаточных напряжений имеет место и при разрезании готового прутка на отдельные заготовки в процессе изготовления болтов.

Определение микронапряжений и размера ОКР проведённое по ширине линий в разных фазах подтвердило различие в размерах ОКР и микронапряжениях как в  $\alpha$ -, так и  $\beta$ -фазах. В  $\beta$ -фазе размер ОКР в 1,5–2 раза меньше чем в  $\alpha$ -фазе, а микронапряжения выше в 1,2–1,5 раза. В  $\beta$ -фазе, как и в предыдущем случае «градиентного» образца, сохраняются ориентированные микронапряжения и не сферическая форма ОКР.

Для образца № 3 (после деформации) на I-ой (внутренней) стороне для  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз были также построены полюсные фигуры (рис. 7).



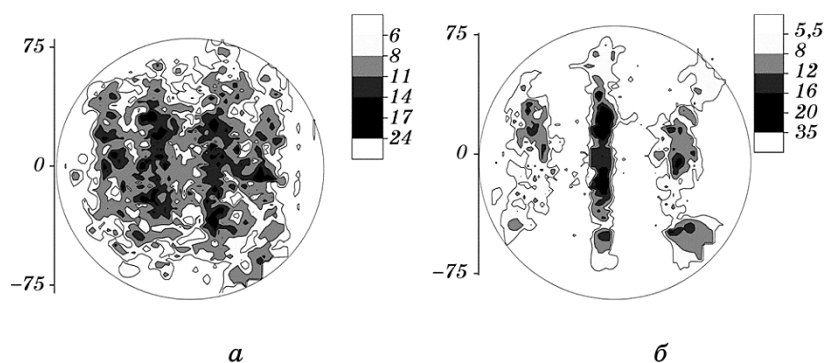
**Рис. 6.**  $\theta$ – $2\theta$ -рентгенограммы от образцов, вырезанных из «градиентного» для I-ой (а) и II-ой поверхностей (б).

**Fig. 6.**  $\theta$ – $2\theta$  X-ray diffraction patterns of specimens cutting from ‘gradient’ one for the I<sup>st</sup> (a) and II<sup>nd</sup> (б) surfaces.

Для  $\alpha$ -фазы текстура выражена слабо (рис. 7, *а*). В  $\beta$ -фазе наблюдается формирование текстуры с осью  $\{110\}$  (рис. 7, *б*), что нетипично для обычных видов деформации данного сплава и, очевидно, является результатом особенностей использованного вида интенсивной термомеханической обработки. Учитывая тот факт, что процессковки-прокатки заготовки начинался при начальной температуре  $900^\circ\text{C}$ , когда сплав ВТ22 находится в однофазном  $\beta$ -состоянии, то можно предположить, что наиболее интенсивная деформация протекала именно в высокотемпературной  $\beta$ -фазе. Далее, по мере охлаждения, которое происходило достаточно быстро, ещё в процессе деформации успевала выделиться  $\alpha$ -фаза, однако, даже с учётом реализации при этом ограниченного числа вариантов ориентационных соотношений Бюргерса, образовавшаяся  $\alpha$ -фаза имеет весьма слабую текстуру (рис. 7, *а*).

Иными словами, полученная кристаллографическая текстура  $\beta$ -фазы представляет собой результат, соединяющий типичные текстуры, обычно формируемые при двух различных типах деформации — при прокатке и волочении, а текстура  $\alpha$ -фазы является главным образом результатом полиморфного  $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ -превращения внутри зёрен матричной  $\beta$ -фазы.

Суммируя приведённые выше результаты, можно прийти к заключению, что основная деформация при интенсивной пластической деформации ковкой–прокаткой сплава ВТ22 происходила в  $\beta$ -фазе преимущественно по плоскостям  $\{110\}$ . Как уже было отмечено выше, применявшаяся после изготовления ковкой-прокаткой прутка скоростная термообработка не приводит к изменению кристаллографических текстур  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз [10, 11]. Было также отмечено, что эта обработка существенно снизила остаточные макрона-



**Рис. 7.** Полусные фигуры  $(102)_\alpha$  (*а*) и  $\{200\}_\beta$  (*б*) прутка после деформации ковкой–прокаткой.

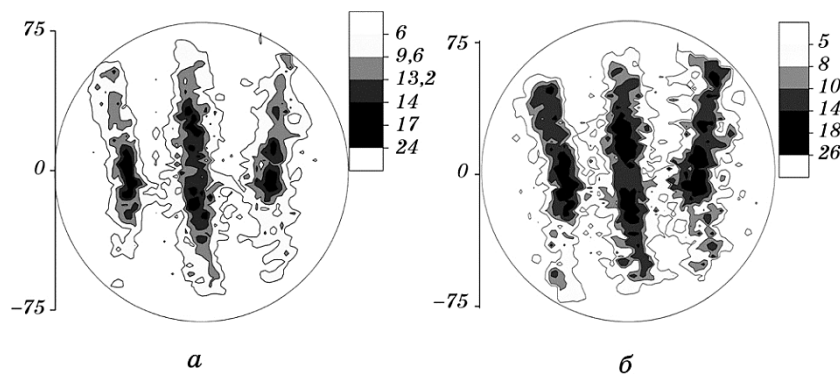
**Fig. 7.** Pole  $(102)_\alpha$  (*a*) and  $\{200\}_\beta$  (*b*) figures of rod obtained by forging–rolling process.

пряжения, что выразилось даже в непосредственном выравнивании прутков.

### 3.3. Головка болта

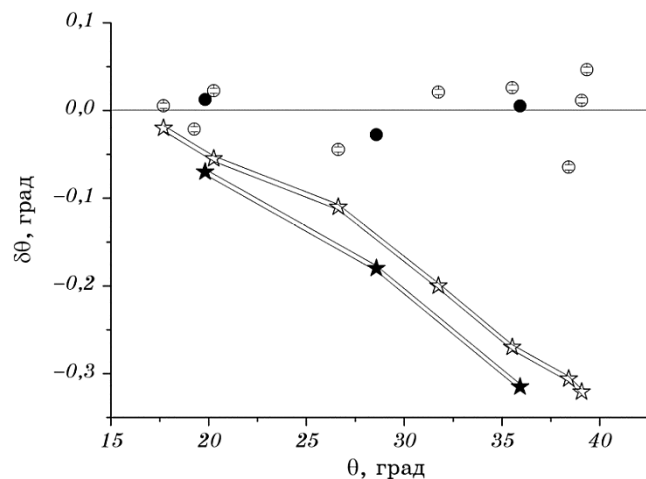
В процессе быстрого индукционного нагрева до температуры значительно ниже температуры завершения полиморфного  $\alpha + \beta_0 \rightarrow \beta$ -превращения и последующего формования головки произошло дополнительное выделение  $\alpha$ -фазы, что привело к формированию более сильной текстуры (рис. 8, а). Данный факт можно объяснить тем, что процесс пластического течения происходил в двухфазной области, и в деформацию вовлекалась  $\alpha$ -фаза, в отличие отковки-прокатки, которая производилась преимущественно в однофазном  $\beta$ -состоянии. Тип и характер текстуры  $\beta$ -фазы сохранились, но её острота несколько уменьшилась (рис. 8, б).

Остаточные напряжения в головке болта измеряли двумя методами: по смещению линий на « $\theta-2\theta$ »-рентгенограмме и методом « $\sin^2\psi$ » по одной линии в каждой фазе. Методом наклона определяли макронапряжения по 2 отражениям: для  $\alpha$ -фазы отражение  $\{200\}$   $\theta \cong 27,5^\circ$ , и для  $\beta$ -фазы —  $(110)$   $\theta \cong 32^\circ$ . В этом методе наблюдалось противоположное по знаку смещение линий  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз при наклоне образца, что создаёт впечатление также разных по знаку напряжений в этих  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах. Дополнительно была проведена оценка макронапряжений по смещению линий на  $\theta-2\theta$ -рентгенограммах, которая показала следующее: наблюдается разнонаправленное изменение разных межплоскостных расстояний для обеих  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз в головке болта по сравнению с центральной частью



**Рис. 8.** Полюсные фигуры  $(102)_\alpha$  (а) и  $(200)_\beta$  (б) образца, вырезанного из головки болта (рис. 1, в).

**Fig. 8.** Pole  $(102)_\alpha$  (a) and  $\{200\}_\beta$  (b) figures of specimen cutting from the head of bolt (Fig. 1, e).



**Рис. 9.** Изменение угла отражения  $\delta\theta$  для  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз в головке болта ( $\circ$  —  $\alpha$ -фаза,  $\bullet$  —  $\beta$ -фаза) и после интенсивной деформации ковкой–прокаткой ( $\star$  —  $\alpha$ -фаза,  $\blackstar$  —  $\beta$ -фаза).

**Fig. 9.** Dependence of change in reflection angle,  $\delta\theta$ , on diffraction angle  $\theta$  for  $\alpha$ - and  $\beta$ -phases within the bolt head ( $\circ$ — $\alpha$ -phase,  $\bullet$ — $\beta$ -phase) and after intensive deformation on forging–rolling ( $\star$ — $\alpha$ -phase,  $\blackstar$ — $\beta$ -phase).

(рис. 9). Для части кристаллографических направлений наблюдаются сжимающие макронапряжения, а для других — растягивающие.

Подобное изменение межплоскостных расстояний отражает возникновение на макроуровне сложнапряжённого состояния материала в районе головки болта. Сравнивая изменения в смещениях отражений на  $\theta$ – $2\theta$ -рентгенограммах (и не переводя их в величину макронапряжений, так как для каждого отражения необходимо использовать соответствующие значения  $E$  и  $\mu$ ) после разных этапов подготовки полуфабрикатов болтов можно отметить значительно большие смещения отражений (макронапряжения) после интенсивной деформации ковкой–прокаткой, чем в состоянии после осаждения головки болта. Однако, если послековки–прокатки наблюдается сравнительно однородное смещение положений рефлексов для обеих фаз, в головке болта эти смещения разнонаправленные. По абсолютным же значениям макронапряжения в головке болта значительно меньше, чем непосредственно послековки–прокатки.

#### 4. ВЫВОДЫ

1. Исследование «градиентного» образца титанового сплава ВТ22, полученного прерываниемковки–прокатки, показало, что интен-

сивная пластическая деформация приводит к формированию значительных макро- и микронапряжений. При этом в поверхностных слоях прутка формируются сжимающие напряжения, а во внутренних — растягивающие.

2. По мере увеличения степени интенсивной пластической деформации при ковке-прокатке сплава ВТ22 накопление напряжений происходит в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах по-разному, что свидетельствует о разном вовлечении в процесс пластической деформации данных фаз и систем скольжения в них. В  $\beta$ -фазе деформация происходит главным образом по плоскостям  $\{110\}$ , а в  $\alpha$ -фазе, которая выделяется внутри  $\beta$ -зёрен непосредственно в процессе интенсивной деформации, в пластическое течение вовлекаются все системы скольжения. Возможно, именно следствием такого формирования фазового состояния и вовлечения в интенсивную деформацию «избирательных» систем скольжения в этих фазах является ранее отмеченный факт отсутствия процессов рекристаллизации  $\beta$ -зёрненной структуры не смотря на значительную степень общей деформации.

3. Особенностью реализации интенсивной пластической деформации при ковке-прокатке сплава ВТ22 является образование в  $\beta$ -фазе острой кристаллографической текстуры, в то время как в  $\alpha$ -фазе, которая образуется в процессе деформации, текстура выражена намного меньше.

4. После разделения «градиентного» образца на отдельные части наблюдали релаксацию макронапряжений, что также должно иметь место при разрезании готового прутка на заготовки при последующем изготовлении болтов.

5. При скоростном нагреве и последующей деформации для формирования головки болта имеет место интенсивное пластическое течение металла с образованием сложнонапряжённого состояния. При этом тип и характер кристаллографической текстуры остались неизменными, но её острота в  $\beta$ -фазе уменьшается, а в  $\alpha$ -фазе возрастает, что можно объяснить увеличением доли  $\alpha$ -фазы в объёме сплава и её большим вовлечением в пластическую деформацию.

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. С. Г. Глазунов, В. Н. Моисеев, *Конструкционные титановые сплавы* (Москва: Металлургия: 1969).
2. Е. А. Борисова, Г. А. Бочвар, М. Я. Брун, С. Г. Глазунов, Б. А. Колачев, В. Н. Моисеев, *Металлография титановых сплавов* (Москва: Металлургия: 1980).
3. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, Yu. V. Matviychuk, and S. L. Semiatin, *Metall. Mater. Trans.*, **34A**: 147 (2003).
4. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, Yu. V. Matviychuk, S. L. Semiatin, C. H. Ward, and S. Fox, *J. Alloys Compd.*, **457**: 296 (2008).

5. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, I. M. Havrysh, and O. P. Karasevska, *Mater. Sci.*, **50**: 62 (2014).
6. О. М. Івасишин, П. Є. Марковський, О. Г. Моляр, *Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд і машин»* (Київ: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України: 2012), с. 542.
7. П. Е. Марковский, *Металлофиз. новейшие технол.*, **31**, № 4: 511 (2009).
8. В. Н. Выдрин, О. И. Тищенко, Е. Н. Березин, В. Г. Дремин, Г. И. Коваль, *Теория и технология прокатки. Челябинский политехнический институт*, № 230: 77 (1979).
9. В. Н. Выдрин, Е. Н. Березин, В. Г. Дремин, Г. И. Коваль, *Теория и технология прокатки. Челябинский политехнический институт*, **209**: 106 (1978).
10. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, M. Pozuelo, and S. Prikhodko, *Microscopy and Microanalysis*, **19**: 1776 (2013).
11. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, M. Pozuelo, and S. Prikhodko, *Proc. of IMECE13—2013 ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition (Nov. 15–21, 2013, San Diego, California, USA)*, p. 624.
12. О. М. Івасишин, П. Е. Марковський, В. І. Бондарчук, *Титан*, № 2: 42 (2005).
13. О. М. Івасишин, П. Е. Марковський, А. Г. Моляр, О. В. Мушегян, *X Международная конференция «Ti-2012 в СНГ» (22–25 апреля 2012 г., Казань, Россия)* (Київ: ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України: 2012), с. 102.
14. О. М. Івасишин, Є. Т. Василевський, П. Є. Марковський, С. Л. Антонюк, В. В. Величко, І. М. Гавриш, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **51**, № 3: 62 (2015).
15. С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев, *Рентгенографический и электронно-оптический анализ* (Москва: МИСиС: 1994).
16. М. А. Кривоглаз, *Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах* (Київ: Наукова думка: 1983).

## REFERENCES

1. S. G. Glazunov and V. N. Moiseev, *Konstruktsionnye Titanovye Splavy* (Moscow: Metallurgiya: 1969) (in Russian).
2. E. A. Borisova, G. A. Bochvar, M. Ya. Brun, S. G. Glazunov, B. A. Kolachev, and V. N. Moiseev, *Metallografiya Titanovykh Splavov* (Moscow: Metallurgiya: 1980) (in Russian).
3. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, Yu. V. Matviychuk, and S. L. Semiatin, *Metall. Mater. Trans.*, **34A**: 147 (2003).
4. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, Yu. V. Matviychuk, S. L. Semiatin, C. H. Ward, and S. Fox, *J. Alloys Compd.*, **457**: 296 (2008).
5. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, I. M. Havrysh, and O. P. Karasevska, *Mater. Sci.*, **50**: 62 (2014).
6. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, and O. G. Molyar, *Tsilyova Kompleksna Programa NAN Ukrayiny 'Problemy Resursu i Bezpeky Eksploatatsiyi Konstruktsiy, Sporud i Mashyn'* (Kyiv: E. O. Paton IEW of the N.A.S. of Ukraine: 2012), p. 542 (in Ukrainian).
7. P. E. Markovsky, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **31**, No. 4: 511 (2009)



- (in Russian).
8. V. N. Vydrin, O. I. Tyshchenko, E. N. Berezin, V. G. Dremin, and G. I. Koval, *Teoriya i Tekhnologiya Prokatki. Chelyabinskiy Politekhicheskiy Institut*, No. 230: 77 (1979) (in Russian).
  9. V. N. Vydrin, O. I. Tyshchenko, V. G. Dremin, and G. I. Koval, *Teoriya i Tekhnologiya Prokatki. Chelyabinskiy Politekhicheskiy Institut*, No. 209: 106 (1978) (in Russian).
  10. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, M. Pozuelo, and S. Prikhodko, *Microscopy and Microanalysis*, **19**: 1776 (2013).
  11. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, M. Pozuelo, and S. Prikhodko, *Proc. of IMECE13—2013 ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition (Nov. 15–21, 2013, San Diego, California, USA)*, p. 624.
  12. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, and V. I. Bondarchuk, *Titan*, No. 2: 42 (2005) (in Russian).
  13. O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, O. G. Molyar, and V. O. Mushegyan, *X Mezhdunarodnaya Konferentsiya 'Ti-2012 v SNG' (April 22–25, 2012, Kazan, Russia)*: (Kiev: G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine: 2012), p. 102 (in Russian).
  14. O. M. Ivasishin, E. T. Vasilevskyi, P. E. Markovsky, S. L. Anonuk, V. V. Velichko, and I. M. Havrysh, *Mater. Sci.*, **51**, No. 3: 366 (2015).
  15. S. S. Gorelik, Yu. A. Skakov, and L. N. Rastorguev, *Rentgenograficheskiy i Elektronno-Opticheskiy Analiz* (Moscow: MISiS: 1994) (in Russian).
  16. M. A. Krivoglaz, *Diffuse Scattering of X-Rays and Neutrons by Fluctuations* (Berlin–Heidelberg: Springer: 1996).