

4. Выводы

Доза гамма-облучения порошка меди равная $5,7 \cdot 10^5$ Р, значительно изменяет физико-химические свойства порошка, что подтверждается возникновением окисленности и уплотнению спеченного образца.

Проведенные исследования показали, что активация поверхности порошка гамма-излучением радиоактивного изотопа Co^{60} приводит к изменению свойств поверхности спеченного образца: уплотнение спеченных материалов, увеличение содержания кислорода в порошке, что свидетельствует об активации поверхности порошка.

Необходимо продолжить исследования по активации порошка меди облучением гамма-квантами в выявленной области доз, при этом необходимо дополнительно разработать систему защиты порошка от воздействия среды с повышенным содержанием озона на порошок в процессе облучения.

Литература.

1. Полубояров В.А. Влияние механической активации металлических порошков на их реакционную способность и свойства плазменных покрытий / В.А. Полубояров, А.Е. Лапин, З.А. Коротаева, А.Н. Черепанов, О.П. Солоненко, Н.С. Коботаева, Е.Е. Сироткина, М.А. Корчагин // Химия в интересах устойчивого развития. – 2002. – Т. 10. – № 1-2. – С. 219–225.
2. S. Filipović. Influence of Mechanical Activation on Microstructure and Crystal Structure of Sintered MgO-TiO₂ System / S. Filipović, N. Obradović, V. B. Pavlović, S. Marković, M. Mitrić, M. M. Ristić // Science of Sintering. – 2010. – vol. 42. – S. 143-151.
3. Сапрыкина Н.А. Влияние механической активации металлических порошков на качество поверхностного слоя, полученного технологией послойного синтеза / Н.А. Сапрыкина, А.А. Сапрыкин, В.И. Яковлев // Обработка металлов. – 2012. – № 4. – С. 108–110.
4. Градобоев А.В., Суржиков А.П. Радиационная стойкость СВЧ приборов на основе арсенида галлия. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2005. – 277 с.
5. Мамонтов А.П., Чернов И.П. Эффект малых доз ионизирующего излучения. – 2-е изд., перераб. и доп. – Томск: Дельтапдан, 2009. – 288 с.
6. Дорогина Г.А. Структура и физико-механические свойства спеченных материалов системы Fe-Si, полученных из механически активированных на воздухе порошков / Г.А. Дорогина, Э.С. Горкунов, Ю.В. Субачев, С.М.Задворкин, И.А.Кузнецов, Е.А.Туева, А.В.Долматов // Физика и химия обработки материалов. – 2011. – № 5. – С. 56–62.
7. Ильин А. П. Развитие электровзрывной технологии получения нанопорошков в НИИ высоких напряжений при Томском политехническом университете // Известия Томского политехнического университета. – 2003. – Т. 306. – № 1. – С. 133-139.

МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ. ЛОКАЛЬНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА

В.И. Данилов***, д.ф.-м.н., проф., Г.В. Шляхова**** к.т.н, доц., Б.С. Семухин*, д.ф.-м.н., проф.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

634021, г. Томск, пр. Академический 2/4

**Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26

***Северский технологический институт – филиал НИЯУ МИФИ

636036, Томская область, г. Северск, пр.Коммунистический, 65, e-mail: dvi@ispms.tsc.ru

Введение

Локализация макроскопической пластической деформации при нагружении кристаллических твердых тел в настоящее время является надежно установленным фактом. Она развивается в виде автоволн локализованной деформации, причем тип автоволны задается стадийностью деформационной диаграммы материала [1]. Автоволны локализованной деформации представляют собой процесс, протекающий и в фоновой подсистеме, и подсистеме деформационных дефектов [2]. С этой точки зрения эффективными представляются эксперименты, в которых одновременно анализируются распределения локальных деформаций и локальных упругих искажений, как это сделано, например, в [3].

В работах [4-6] установлено, что в нанокристаллических и ультрамелкозернистых материалах эволюция картин локализации деформации, подчиняясь общим закономерностям, отличается опре-

деленным своеобразием. Например, в ультрамелкозернистых титане и алюминии не наблюдаются фазовые автоволны локализованной деформации, а коллапс автоволн, который реализуется на стадии предразрушения, имеет наиболее отчетливый, ярко выраженный характер и развивается в течение относительно большого промежутка времени. В этих условиях анализ напряженного и деформированного состояния в локальных деформационных зонах можно провести более корректно.

Склонность ультрамелкозернистых материалов к локализации деформации на макроуровне напрямую определяет характер разрушения [7]. Меняются ли при этом структурные характеристики на микро- и мезоуровне, в настоящее время остается предметом обсуждения.

Материал и методика эксперимента

Работа выполнена на плоских образцах субмикроструктурного титана VT1-0, полученного интенсивной пластической деформации комбинированным методом abc-прессования и прокатки с последующим дорекристаллизационным отжигом [8]. Структура таких образцов представлена равноосными зёрнами с размерами 0,2...0,6 мкм. Их объемная доля составляет около 65%. Остальной объем занимают структурные элементы с размерами менее 0,2 мкм. Форма образцов - двойная лопатка с рабочей частью 40×6×1,5 мм, определялась видом механического испытания – одноосное растяжение с постоянной скоростью $8,33 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Растяжение образца проводили с одновременной регистрацией полей деформаций методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [1]. В работе анализировались распределения локальных удлинений $\epsilon_{xx}(x)$ и локальных поворотов $\omega_z(x)$ вдоль оси растяжения образца.

Особенность деформационной кривой титана в субмикроструктурном состоянии в том, что после достижения максимального напряжения σ_B спад нагрузки происходит очень медленно, и на нисходящей ветви накапливается в 1,5 раза большая деформация, чем на восходящей ветви. При этом стадия предразрушения, которая в согласно автоволновой теории пластической деформации [1] соответствует коллапсу автоволны, расположена на кривой нагружения практически полностью после достижения максимального напряжения σ_B , то есть, глобальная и локальная потеря устойчивости пластического течения происходят одновременно. В этом случае деформация происходит в нескольких макроскопических очагах, а видимая шейка разрушения появляется позднее. В настоящем случае нагружение образца было остановлено при интегральной деформации $\epsilon_{\text{tot}} = 0,064$, то есть на стадии предразрушения, непосредственно перед появлением шейки.

Деформированный образец был разгружен и помещен на гониометрический столик рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD6000 горизонтально. Рабочая поверхность образца сканировалась рентгеновским пучком диаметром 1 мм с шагом 3 мм вдоль оси нагружения. Целью сканирования было получение распределения блоков-кристаллитов по размерам и определение локальных взаимных ориентаций блоков. Дифрактометр Shimadzu XRD6000 снабжен изогнутым монохроматором из пиролитического графита, поэтому для решения названной задачи можно использовать метод сфокусированных по схеме Ламбо-Васамийе рентгеновских лауэграмм [9]. При наличии монохроматора сканирующий пучок лучей от него фокусируется на малом участке образца. Если на этом участке монокристалл с идеальной кристаллической структурой, то возникает один дифракционный максимум (основной рефлекс). Если монокристалл состоит из отдельных кристаллитов-блоков, разделенных малоугловыми границами, таких дифракционных максимумов (субрефлексов) будет несколько. Угловое расстояние между основным рефлексом и субрефлексами определяет не только разориентацию, но и размер блоков. Согласно представлениям Уоррена [10] рассчитать размеры блоков в направлении перпендикулярном плоскости отражения по угловым положениям субрефлексов, соответствующим индивидуальным кристаллитам можно, как $D = \frac{0,16\lambda}{\Delta \sin \theta}$, где D – размер бло-

ков, $\Delta \sin \theta$ – разность синусов углов дифракции основного рефлекса и субрефлекса от кристаллита, λ – длина волны рентгеновского излучения. Следовательно, чтобы получить распределение блоков-кристаллитов по размерам, необходимо в каждой точке сканирования определять угловые положения и основного рефлекса, и каждого из субрефлексов. Угловое разрешение метода определяется рядом факторов: во-первых, качеством сфокусированного пучка рентгеновских лучей, то есть, типом источника и качеством монохроматора; во-вторых, углом отражения; в-третьих, собственно величиной разориентации блоков. Чтобы профиль рефлекса возможно более точно описывался Лауэ-функцией, в тех случаях, когда недоступно синхротронное излучение, для сканирования узким пучком приме-

няют K_α -излучение, но анализируют дальние линии, на которых хорошо разрешен дублет $K_{\alpha_1} - K_{\alpha_2}$. В данной работе анализировалась линия 114.

После этой процедуры рельеф поверхности образца исследовался на атомно-силовом микроскопе Solver PH47-PRO. Из этой области были также вырезаны фольги, которые исследовались на просвечивающем электронном микроскопе ЭМ-125.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Как и следовало ожидать, согласно правилу соответствия [1], в образце сформировалась высокоамплитудная зона локальной деформации, где компоненты тензора дисторсии β_{ij} принимают наибольшие значения. Распределение локальных удлинений ε_{xx} и локальных поворотов ω_z на рабочей поверхности образца субмикроструктурного титана для указанного выше значения интегральной деформации 0,064 представлено на рис. 1 а, б.

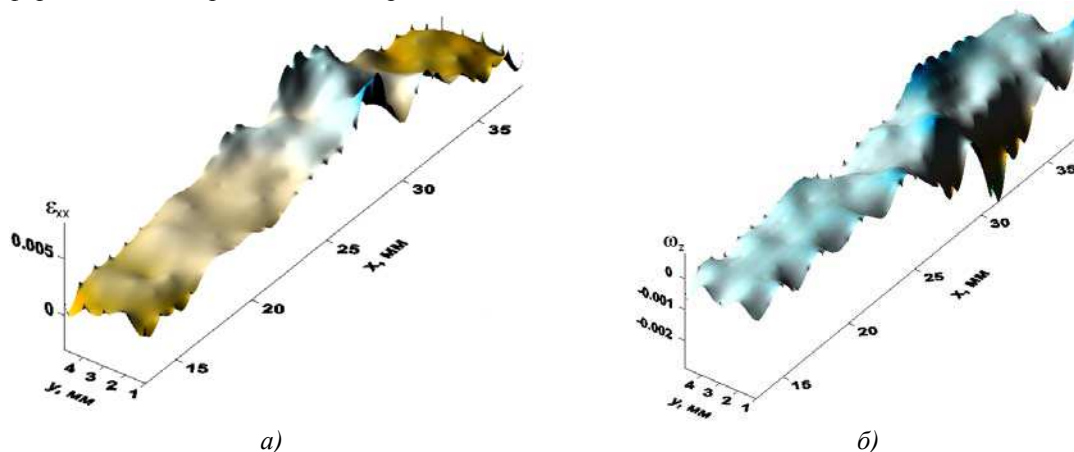


Рис. 1. Распределения локальных удлинений ε_{xx} (а) и локальных поворотов ω_z (б) в деформированном образце ультрамелкозернистого титана.

Зона локализации деформации наблюдается в области $20 \text{ мм} < x < 35 \text{ мм}$. Это место образования шейки разрушения, куда стягивается автоволна локализованной деформации. На микро- и мезоскопическом уровнях в этой зоне происходит сосредоточение деформационных дефектов. Нами в [5, 6] показано, что на мезоуровне деформация ультрамелкозернистого титана развивается путем формирования мезополос-складок. Распределение и размеры складок коррелируют с распределениями очагов локализации деформации на макроуровне. Все это предполагает, что упругие искажения кристаллической решетки тоже должны быть распределены по рабочему полю образца неоднородно.

При сканировании рабочей поверхности образца рентгеновским пучком в каждой точке по угловым положениям субрефлексов определялись величины разориентировок блоков, а затем по формуле (1), рассчитывались размеры блоков, соответствующие каждому субрефлексу. В результате для каждой точки сканирования получается набор разориентировок и набор значений размеров блоков. По этим данным строились гистограммы размеров блоков и гистограммы величин разориентировок. Аппроксимация гистограмм функцией Гаусса, позволяет получить среднее значение размеров и среднюю разориентировку блоков в соответствующей точке. Между этими параметрами существует линейная корреляция (рис. 2). Следовательно, чем крупнее блоки, тем больше их разориентация относительно друг друга, тем больше упругие искажения кристаллической решетки в границах блоков. Как утверждает автор [12], эти искажения являются наиболее эффективными источниками локальных напряжений.

Установлено, что и развороты блоков и их средние размеры, в разных точках образца имеют существенно различающиеся значения. На границе высокоамплитудной зоны локализации ($x = 20 \text{ мм}$) и разориентировки блоков θ (рис. 3 а), и их размеры D (рис. 3 б) достигают максимальных значений, а затем в самой зоне уменьшаются. Измельчение блоков в зоне локализации пластической деформации представляется вполне естественным, а максимум разориентировок на границе этой зоны свидетельствует о высоких локальных напряжениях. Ранее такое предположение о локализации напряжений именно на границах деформационных очагов высказывалось в [1].

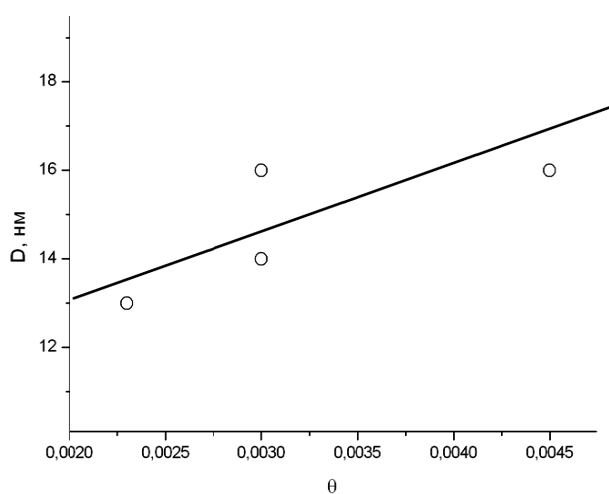


Рис. 2. Разориентировки блоков и их размеры

енной к оси растяжения также под углом, определяемым критерием Мизеса.

Как отмечалось нами в [5, 6], в очагах локализации макродеформации формируются специфические мезодефекты-складки. Их размеры намного превосходят размеры структурных элементов, особенно длина, которая достигает нескольких десятков микрометров. Кристаллографически складки не определены и расположены вдоль направлений максимальных сдвигов по критерию Мизеса [13]. В высокоамплитудной зоне макролокализации повышена плотность складок, их размеры в три раза больше и они могут быть расположены вдоль оси растяжения. Эти дефекты могут служить зародышами разрушения, потому что разрушение ультрамелкозернистых образцов происходит по поверхности, наклонной к оси растяжения также под углом, определяемым критерием Мизеса.

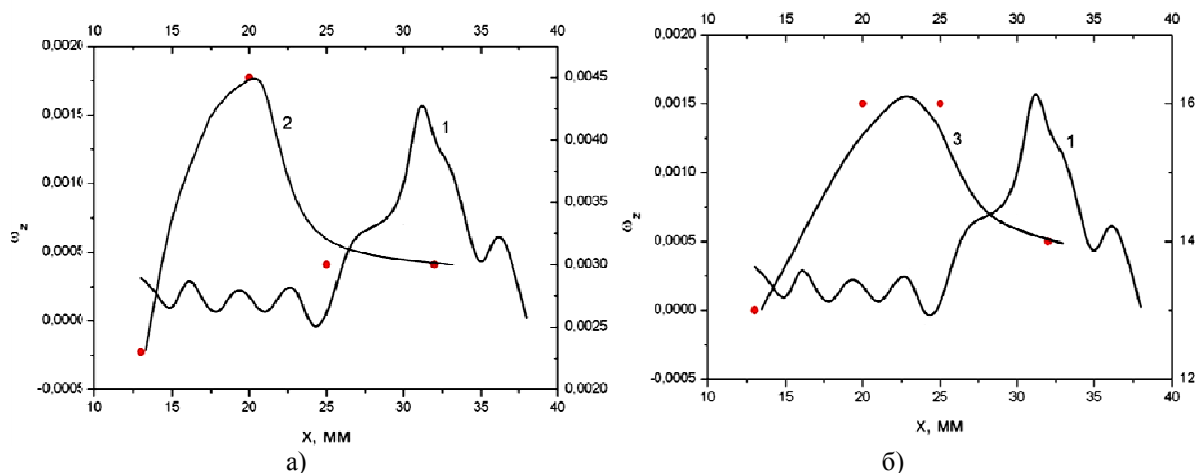


Рис. 3. Взаимосвязь разориентировок блоков (2) и их размеров (3) с распределением локальных поворотов (1)

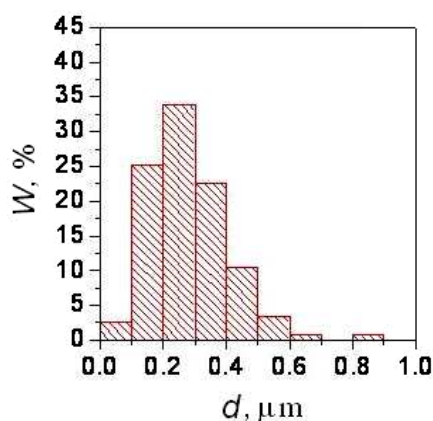


Рис.4. Гистограмма распределения по размерам элементов структуры

Исследования микроstructures материала из области предстоящего разрушения методом трансмиссионной электронной микроскопии показали, что в целом, характерные размеры и морфология структурных элементов не меняется. Однако часть субзерен становится неравноосными. Преимущественная вытянутость элементов структуры наблюдается в направлении оси. Степень неравноосности может достигать 2,5. На рис. 4 приведена гистограмма распределения элементов структуры по размерам. Основную долю от общего объема около 80% составляют субзерна и зерна с размерами 0,1...0,4 мкм. Доля неравноосных субзерен и зерен, имеющих размеры 0,6...0,9 мкм, измеренные по максимальному диаметру, около 20%.

Интересны результаты исследования методом атомно-силовой микроскопии рельефа поверхности используемых для просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг. На фольге выявлены углубленные ячейки (ямки травления) равноосной формы со средним размером 0,14 мкм и неравноосные ячейки со средними размерами 0,19 мкм по максимальному диаметру и 0,09 мкм – по минимальному, то есть, со степенью неравноосности ~2 (рис. 5 а). Важно

отметить, что продольные оси неравноосных ячеек ориентированы вдоль оси нагружения образца. Сопоставление этих результатов с данными просвечивающей электронной микроскопии дает основание полагать, что наблюдаемые в последнем случае на поверхности фольг углубленные ячейки суть результаты вытравливания внутренних частей структурных элементов ультрамелкозернистого титана при химической полировке. Видно (рис. 5 б), что границы при этом травятся слабее, выявляя зеренную структуру. Этот факт можно использовать для аттестации материалов с нано- и субмикроразмерной структурой.

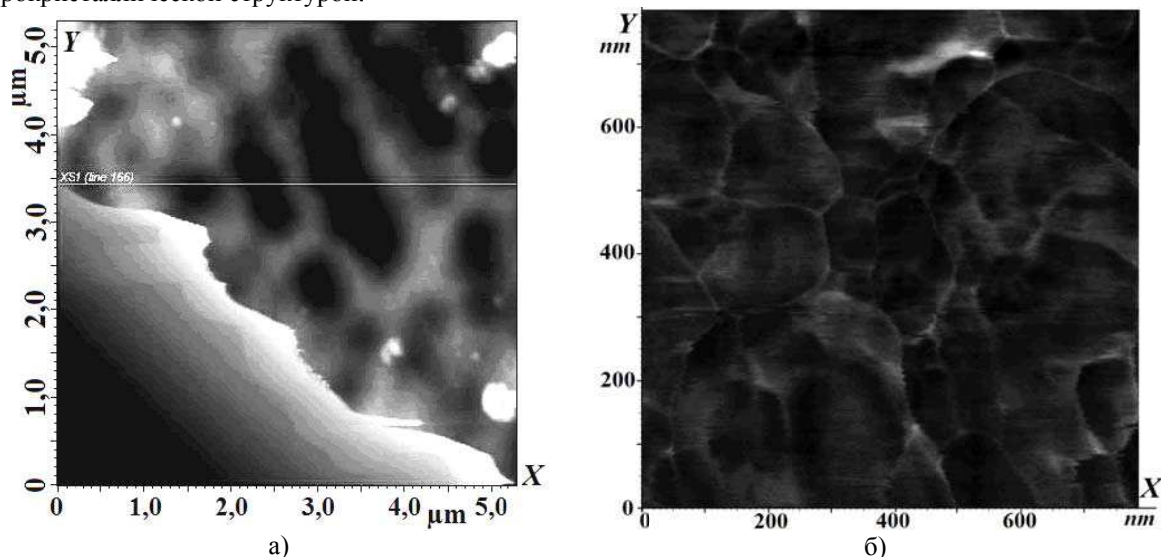


Рис. 5. Изображения структуры ультрамелкозернистого титана в зоне разрушения (атомно-силовая микроскопия): (а) – участок размером $5,5 \times 5,5$ мкм; (б) – участок 800×800 нм

Заключение

Исследование развития деформационного процесса в субмикроразмерном титане позволило установить, что после достижения наивысшего напряжения на падающем участке деформационной кривой в образце формируется зона локализации, в которой все компоненты тензора дисторсии принимают максимальные значения. В дальнейшем эта зона оформляется в шейку разрушения, где и происходит разрыв. В ней сосредотачиваются, характерные для ультрамелкозернистых материалов, мезодефекты-складки. Ультрамелкозернистая структура в зоне предстоящего разрушения отличается появлением неравноосных субзерен, которые вытянуты вдоль оси растяжения образца. В деформированном образце были получены распределения упругих искажений – разориентировок блоков-кристаллитов и размеров этих блоков путем сканирования рабочей поверхности монохроматизированным рентгеновским пучком. Используются представления Уоррена. Обнаружено, что на границе зоны локализации макродеформации упругие искажения достигают максимальных значений, а внутри зоны происходит измельчение блоков. Показано, что метод атомно-силовой микроскопии может быть эффективно использован для качественного и количественного анализа структуры ультрамелкозернистых материалов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке и гранта РФФИ № 14-08-00299 с использованием оборудования ЦКП «Нанотех».

Литература.

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 328 с.
2. Zuev L.V. Autowave mechanics of plastic flow in solids // Physics of Wave Phenomena. 2012. Vol. 20. No. 3. P. 166-173.
3. Семухин Б.С., Плосков Н.А., Данилов В.И. Методика анализа блочной структуры деформированных объектов и ее применение для исследования особенностей процесса локализации пластической деформации // Металлофизика и новейшие технологии. 2012. Т. 34. № 10, С. 1411-1419.

4. Данилов В.И., Зуев Л.Б., Летахова Е.В., Орлова Д.В., Охрименко И.А. Типы локализации пластической деформации и стадии диаграмм нагружения металлических материалов с различной кристаллической структурой // ПМТФ. 2006. Т. 47. № 2. С. 176-184.
5. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Шляхова Г.В., Орлова Д.В. Мезо- и макроструктурная локализация пластического течения объемного субмикроструктурного титана // Изв. вузов. Физика. 2009. Т. 52, № 9/2. С. 48-55.
6. Шляхова Г.В., Ерошенко А.Ю., Данилов В.И., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. Микроструктура и особенности разрушения ультрамелкозернистого титана ВТ1-0, полученного методом *abc*-прессования // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 9. С. 24-28.
7. Глезер А.М., Метлов Л.С. Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел // ФТТ. 2009. Т. 52. Вып. 6. С. 1090-1097.
8. Шляхова Г.В., Заводчиков А.С., Зуев Л.Б., Данилов В.И., Шаркеев Ю.П. О возможности использования интенсивной пластической деформации для получения заготовок сплава ВТ16 с субмикроструктурной структурой // Титан. 2011. № 4. С. 15-20.
9. Гинье А. Рентгенография кристаллов. М.: ГИФМЛ, 1961. 604 с.
10. Уоррен Б.И. Рентгенографическое изучение деформированных металлов. В кн. Успехи физики металлов. Т. V. М.: Металлургиздат, 1963. С. 172-237.
11. Зуев Л.Б., Полетика Т.М., Нариманова Г.Н. О связи между макролокализацией пластического течения и дислокационной структурой // Письма в ЖТФ. 2003. Т. 29. Вып. 13. С. 74-77.
12. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1988. 224 с.
13. Томас Т. Пластическое течение и разрушение в твердых телах. М.: Мир, 1964. 308 с.

**ПЕРИОДИЧЕСКОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ В ОДНОСЛОЙНЫХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛОСЧАТЫХ ПОКРЫТИЯХ ИЗ СПЛАВА ПГ-12Н-01
И БРОНЗЫ ПГ-19М-01, ПОЛУЧАЕМЫХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ**

О.Г. Девойно, д.т.н., проф., Н.И. Луцко, н.с., А.С. Лапковский, м.н.с..

Белорусский национальный технический университет

Республика Беларусь, 220013, г. Минск, пр. Независимости, 65

тел. (375-017-331-00-45), e-mail: scvdmmed@bntu.by

В последние годы резко увеличилась потребность промышленности в высоко-износостойких материалах. Однако, возможности упрочнения однокомпонентных материалов либо уже исчерпаны, либо близки к этому. По этой причине возрастает роль композиционных материалов, позволяющих значительно увеличить износостойкость. Традиционной структурой композиционных материалов является слоистая, когда траектория армирования лежат в плоскостях слоев, связь между которыми осуществляется через прослойки связующего [1-5]. Однако, все большее внимание к себе привлекают композиционные материалы с пространственным расположением арматуры, объем работ в этом направлении непрерывно возрастает. Введение пространственного каркаса не только ликвидирует такой недостаток слоистых композиционных материалов как опасность расслоения вследствие слабого сопротивления сдвигу, но и локализует в пределах нескольких пространственных ячеек распространение трещин. Наличие арматуры с различной жесткостью и прочностью значительно расширяет диапазон свойств композиционных материалов с пространственной схемой армирования. Главные трудности — технологические, возникающие при создании сложных схем армирования [6].

Уникальные возможности создания композиционных износостойких покрытий предоставляет метод лазерной наплавки. Этот метод, при котором сочетаются небольшие размеры наплавляемых валиков (сравнимые с диаметром лазерного пятна на поверхности наплавки) и локальность нагрева, позволяет создавать полосчатые слои, состоящие из материалов, имеющих различные физико-механические свойства, когда один из материалов играет роль связующего, а второй — арматуры. Прежде всего, преимущество метода лазерной наплавки при создании покрытий с полосчатой архитектурой состоит в том, что такие покрытия могут создаваться из металлических материалов, что сложно осуществить другими способами. Такие слои характеризуются не только высокой износостойкостью, но и анизотропией износостойкости в разных направлениях относительно наплавленных валиков.

В настоящее время уже накоплен значительный научный задел в области формирования покрытий из порошковых материалов с использованием метода лазерной наплавки. Изучены материа-