

Влияние мегапластической деформации в камере Бриджмена на фазовые превращения, коррозионное поведение и микротвердость титана марок BT1-00 и BT1-0

© 2020

Чертаева Алиса Олеговна^{*1}, младший научный сотрудник МФМ-1

Научного центра металловедения и физики металлов

Шурыгина Надежда Александровна², кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник МФМ-1 Научного центра металловедения и физики металлов

Глезер Александр Маркович³, доктор физико-математических наук, профессор, директор Научного центра металловедения и физики металлов

Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина, Москва (Россия)

*E-mail: alice_raduga@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3952-9556>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2273-0963>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3491-1326>

Аннотация: Титан и его сплавы благодаря сочетанию легкости, высокой удельной прочности, коррозионной стойкости представляют интерес во многих областях промышленности – машиностроении, судостроении, авиастроении. Для применения в области медицины технически чистый титан наиболее предпочтителен из-за высокой биосовместимости и отсутствия в нем токсичных элементов. Чистый титан обладает высокой пластичностью и коррозионной стойкостью, однако уступает титановым сплавам по другим механическим характеристикам, таким как предел прочности, предел текучести, твердость. Перспективным методом повышения прочности титана до уровня сильно легированных сплавов является мегапластическая деформация (МПД). Работа посвящена изучению влияния МПД в камере Бриджмена на структуру (фазовые превращения, происходящие в чистом титане марок BT1-00 и BT1-0), коррозионную стойкость и микротвердость. Кручением под высоким давлением (КВД) получены образцы с разной степенью деформации: от 0,25 до 4 оборотов подвижной наковальни. Проведены исследования полученных образцов методами рентгеноструктурного анализа, электрохимических испытаний. Исследован фазовый состав образцов титана двух марок, содержащих 0,1 и 0,3 % примесей, до и после МПД. Установлено, что КВД приводит к образованию двухфазной смеси $\alpha + \omega$. Показан положительный эффект МПД на механические свойства титана. Микротвердость деформированного материала увеличивается по сравнению с исходным состоянием, при этом не происходит ухудшения коррозионной стойкости в исследованной среде. Титан при всех режимах деформации находится в пассивном состоянии. Для сплава BT1-0 стационарные потенциалы коррозии образцов после КВД имеют более положительное значение по сравнению с исходным недеформированным материалом.

Ключевые слова: сверхчистый титан; технически чистый титан; мегапластическая деформация (МПД); камера Бриджмена; фазовые превращения; коррозионная стойкость; микротвердость; кручение под высоким давлением (КВД); BT1-00; BT1-0.

Благодарности: Авторы выражают благодарность профессору А.Г. Ракочу за плодотворное обсуждение результатов измерения электрохимических свойств, а также РФФИ за финансовую поддержку (грант № 18-08-00640а).

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Чертаева А.О., Шурыгина Н.А., Глезер А.М. Влияние мегапластической деформации в камере Бриджмена на фазовые превращения, коррозионное поведение и микротвердость титана марок BT1-00 и BT1-0 // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 1. С. 77–85. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-1-77-85.

ВВЕДЕНИЕ

Титан является одним из самых прочных конструктивных материалов. Титановые сплавы применяются во многих областях промышленности (машиностроении, судостроении, авиастроении) благодаря высокой удельной прочности, пластичности, жаропрочности, высокой устойчивости к появлению коррозии в агрессивных средах и долговечности. Технически чистый титан представляет особый интерес для медицины вви-

ду высокой биосовместимости, коррозионной стойкости и отсутствия в нем токсичных элементов. Металл не окисляется и не вызывает аллергических реакций у пациентов, что позволяет применять титан в производстве пластин для поврежденных костей и в качестве протезов [1]. Для обеспечения долговечности изготавливаемых медицинских изделий титан должен обладать значительной механической прочностью, особенно под действием динамических нагрузок, и низким модулем упругости, близким к модулю костной ткани [2].

Повысить прочность титана возможно путем экстремальных воздействий на материал. К таким воздействиям относится мегапластическая деформация (МПД) [3; 4].

МПД металлов характеризуется образованием фрагментированных структур субмикронного размера [5; 6] и одновременным протеканием динамических рекристаллизационных процессов при комнатных температурах [7]. Исследование технически чистого титана представляет особый интерес ввиду минимальной степени влияния атомов примесей или избыточных фаз на процессы структурообразования при пластической деформации.

Изучение влияния измельчения зерна на коррозионную стойкость технически чистого титана существует лишь в ограниченном числе исследований [8–10], и в настоящее время данные несколько противоречивы [11–13]. Согласно современным теоретическим представлениям, коррозия наноструктурированных материалов должна ускоряться в активных средах. Однако результаты исследований коррозионных свойств ряда металлических ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов свидетельствуют о более сложной зависимости [14].

УМЗ Ti, полученный равноканальным угловым прессованием, на 30 % более устойчив к коррозии, чем его крупнозернистый (КЗ) аналог как в растворе HCl, так и в H₂SO₄ [8]. В моделируемой жидкости организма коррозионная стойкость УМЗ Ti, оцененная методом экстраполяции Тафеля, была в 10 раз выше по сравнению с необработанным технически чистым титаном [11]. Не было отмечено существенного влияния размера зерна УМЗ Ti, обработанного РКУП, на коррозионную стойкость в 0,16 М NaCl [9]. Установлено, что образцы наноструктурированного технически чистого Ti, обработанного КВД под давлением 6,0 ГПа, после 5 оборотов имеют более низкую коррозионную стойкость в фосфатном буферном растворе по сравнению с необработанными образцами КЗ титана [15].

В работе [16] показано, что характер изменения массы образцов с субмикрокристаллической (СМК) структурой принципиально отличается от КЗ Ti. По окончании периода индукции (~8–12 суток) растворение СМК-образцов протекает намного более интенсивно и в некоторых случаях может носить катастрофический характер.

Другие исследователи, наоборот, отмечают, что потеря массы крупнокристаллических образцов чистого титана в 3,5 % NaCl наиболее интенсивна и ее зависимость от времени носит линейный характер, в то время как для образцов, подвергнутых интенсивной пластической деформации (ИПД), она замедляется со временем [17].

Таким образом, в настоящее время нет надежных литературных данных, касающихся коррозионной стойкости титана после КВД. Недостаточно изученным ос-

тается вопрос о влиянии МПД на стойкость титана при длительной выдержке в коррозионной среде, поведение металла при большой анодной поляризации и увеличении окислительной способности электролита.

Цель работы – выявление закономерностей влияния степени деформации при кручении под высоким давлением в камере Бриджмена на электрохимическое поведение титана марок BT1-00 и BT1-0 с учетом длительной выдержки в коррозионной среде, микротвердости и фазовые превращения, протекающие в материале.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала для исследований были выбраны технически чистый (BT1-0) и максимально технически чистый (BT1-00) титан для изучения влияния небольшого количества примесей на изменение структуры и коррозионной стойкости в процессе МПД. Химический состав образцов соответствует ГОСТ 19807-91, он приведен в таблице 1.

Исходные пластины титана 10×10 мм толщиной 50 мкм были подвергнуты деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением ($P=6$ ГПа) в камере Бриджмена. Эксперимент проводился при комнатной температуре со скоростью вращения подвижного бойка 1 об/мин. Число оборотов подвижной наковальни (N) составляло 1/4; 1/2; 1; 2; 3 и 4.

Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре ДРОН-3 с использованием излучения CuK $_{\alpha}$ ($\lambda=1,54178$ Å). Анализ производился со всей плоскости образца. Точность измерений периода решетки составила $\pm 0,0005$ Å.

Оценка коррозионной стойкости образцов проводилась с использованием потенциостата IPC-Rго 3А. Электрохимические исследования проводили в трех-электродной ячейке. Рабочим электродом служила одна из сторон плоского дискообразного образца, остальная поверхность изолировалась. Потенциалы исследуемых образцов измеряли относительно насыщенного хлорид-серебряного электрода сравнения (ХСЭ) и пересчитывали на водородную шкалу (нормальный водородный электрод – н. в. э.).

Исследование коррозионного поведения титана проводилось в 1 М HCl. За величину стационарного потенциала коррозии (E_{cor}) принимали значение потенциала образца после выдержки в коррозионной среде без поляризации в течение 1 ч. Поляризационные кривые снимали на образцах после бестоковой выдержки из катодной области ($-0,3$ В) в анодную (до $\sim 3,5$ В) со скоростью развертки $V_E=1$ мВ/с. При проведении длительных коррозионных испытаний образцы более

Таблица 1. Химический состав материала, % (ГОСТ 19807-91)
Table 1. Chemical composition of a material, % (GOST 19807-91)

Марка	Fe	C	Si	N	Ti	O	H	Примеси
BT1-00	<0,15	<0,05	<0,08	<0,04	99,58–99,90	<0,1	<0,008	прочих 0,1
BT1-0	<0,25	<0,07	<0,1	<0,04	99,24–99,70	<0,2	<0,01	прочих 0,3

трех месяцев выдерживались при комнатной температуре в исследуемой среде, при этом через определенные промежутки времени производилась фиксация бестокового стационарного потенциала E_{cor} .

При определении микротвердости (HV) использовался метод Виккерса (ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007). Измерения выполнялись на микротвердомере LECO M 400A. Нагрузка составляла 50 г при времени нагружения 5 с. Замеры HV проводились примерно на половине радиуса дискообразных образцов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Рентгеноструктурный анализ

По результатам рентгеноструктурного анализа было установлено, что исходная структура сплавов BT1-00 и BT1-0 полностью состоит из α -Ti. После кручения образцов под высоким квазигидростатическим давлением обнаружено появление пиков на дифрактограммах, соответствующих линиям гексагональной ω -фазы титана, что подтверждает ранее проведенные исследования [18; 19].

После деформации сплава BT1-0 ω -фаза появляется при $N=1/4$ в количестве $V_{\omega}=0,08$, и ее относительный объем плавно увеличивается с увеличением N до $V_{\omega}=0,23$ ($N=4$). Для сплава BT1-00 ω -фаза резко возрастает уже при малых степенях МПД, ее количество при $N=1/4$ достигает $V_{\omega}=0,37$ и затем практически не изменяется с увеличением степени деформации (рис. 1).

Коррозионная стойкость

Высокая коррозионная стойкость титана обусловлена быстрым образованием на его поверхности защит-

ной пассивной пленки (толщиной 2–6 нм), которая препятствует непосредственному контакту металла с коррозионно-активной средой. Оксидная пленка образуется на поверхности Ti как при окислении на воздухе, так и при водном окислении, в сильно окислительных и слабоокислых растворах [20].

Влияние МПД на коррозионную стойкость материала можно оценить путем сопоставления величин стационарных потенциалов исследуемых образцов. Как видно из графика на рис. 2, для всех исследованных образцов стационарный потенциал в 1 М HCl положителен ($E_{\text{cor}} > 0$), что указывает на пассивное состояние сплавов BT1-0 и BT1-00 и их коррозионную стойкость в выбранной среде.

Для прогнозирования коррозионной стойкости и склонности к пассивации исследуемых образцов при увеличении окислительной способности среды проведены потенциодинамические исследования (рис. 3, рис. 4). На рис. 3 видно, что исходный титан BT1-0 находится в пассивном состоянии и не растворяется до $\sim 2,2$ В. Кручение образцов под высоким давлением влияет на вид анодных поляризационных кривых: при потенциалах около 1,25 В на кривых обнаружены пики пассивации, возрастающие с увеличением степени деформации.

Однако все образцы после КВД (кроме $N=4$ об.) сохраняют пассивное состояние в области потенциалов более 3 В, в отличие от исходного образца с крупнозернистой структурой.

Для титана марки BT1-00 наблюдается несколько иной характер анодных поляризационных кривых (рис. 4). Недеформированный титан абсолютно инертен и не растворяется на всей рассматриваемой области потенциалов (до 4,5 В). На поляризационных кривых продеформированных образцов наблюдаются небольшие пики пассивации

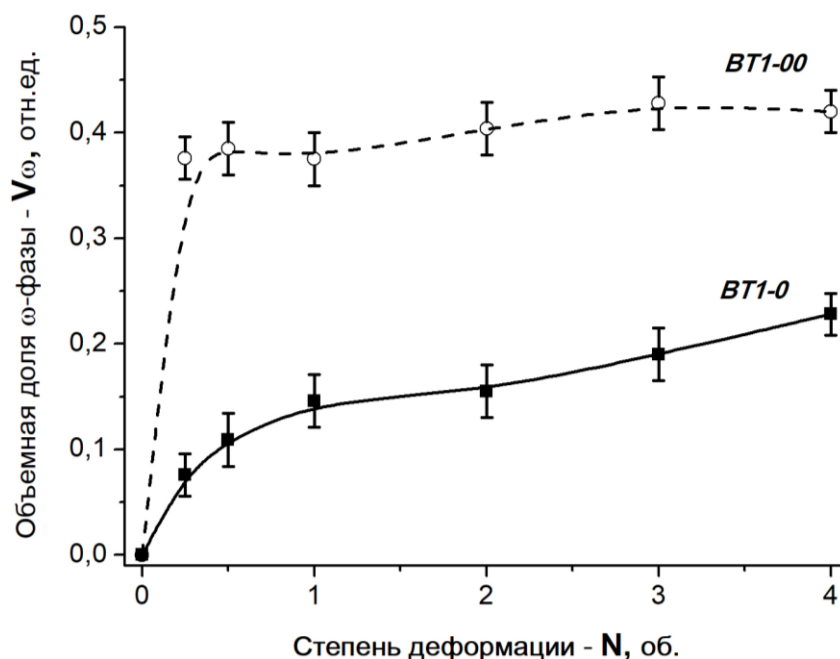


Рис. 1. Объемная доля ω -фазы (V_{ω}) после КВД ($N=1/4 - 4$ об.) титана марок BT1-0 (сплошная линия) и BT1-00 (пунктирная линия)

Fig. 1. ω -phase volume ratio (V_{ω}) after HPT ($N=1/4 - 4$ rev.) of VT1-0 (solid line) and VT1-00 (dotted line) titanium

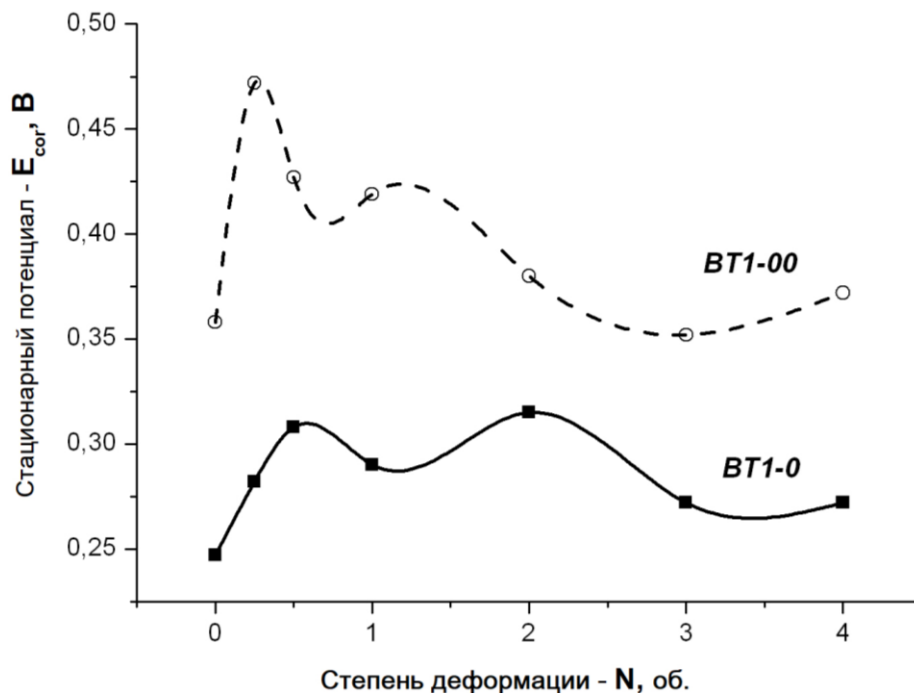


Рис. 2. Влияние степени деформации N на изменение стационарного потенциала коррозии титана марок VT1-0 (сплошная линия) и VT1-00 (пунктирная линия) в 1 М HCl при 25 °C.

Цифрами указано значение N

Fig. 2. The influence of the degree of deformation N on the change in the stationary corrosion potential of VT1-0 (solid line) and VT1-00 (dotted line) titanium in 1 M HCl at 25 °C. N value is indicated in figures

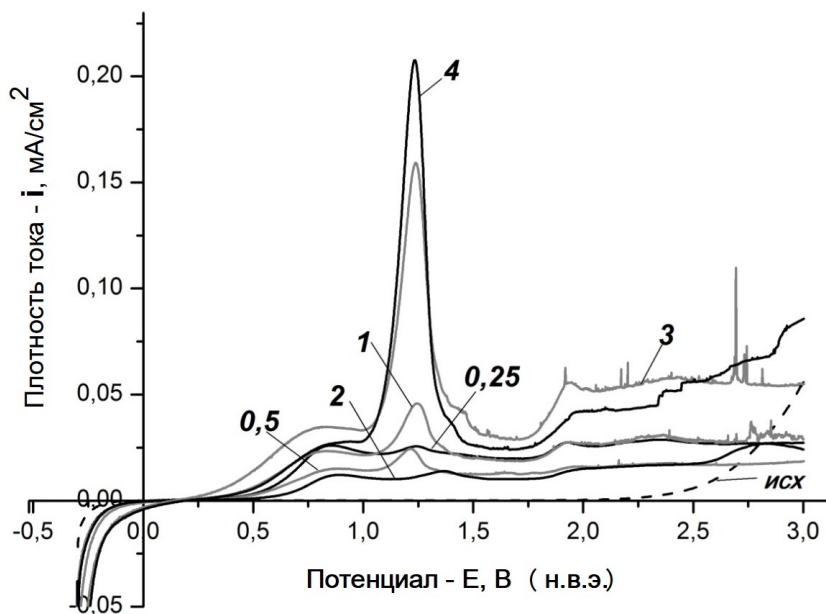


Рис. 3. Поляризационные кривые образцов титана VT1-0 разных степеней деформации (значение N указано цифрами), коррозионная среда – 1М HCl

Fig. 3. Polarization curves of the VT1-0 titanium samples of different degrees of deformation (N value is indicated in figures), corrosive medium – 1M HCl

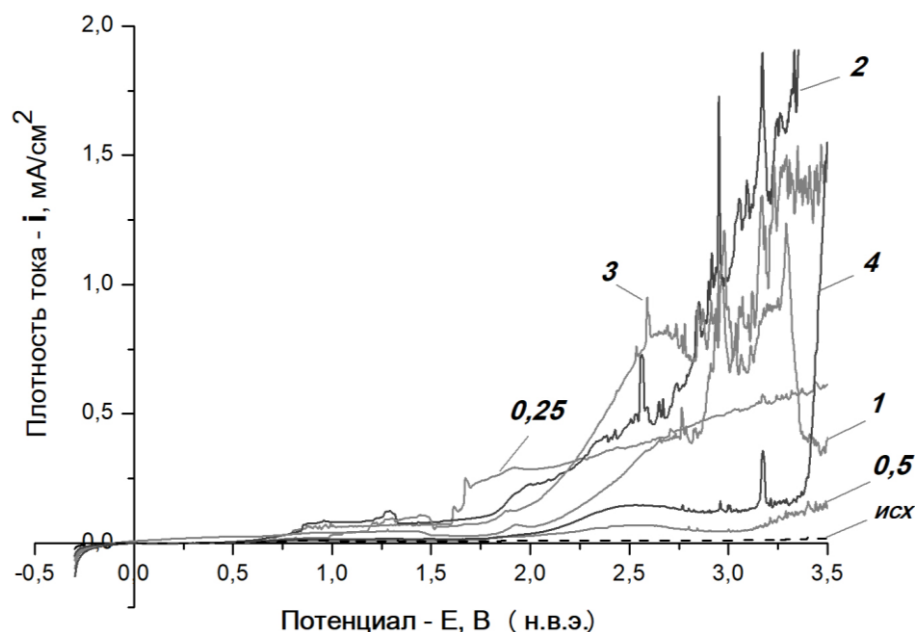


Рис. 4. Поляризационные кривые образцов титана VT1-00 разных степеней деформации (значение N указано цифрами), коррозионная среда – 1 М HCl

Fig. 4. Polarization curves of the VT1-00 titanium samples of different degrees of deformation (N value is indicated in figures), corrosive medium – 1 M HCl

при 1,25 В, величина которых не коррелирует со степенью деформации. При дальнейшей развертке потенциала (более 2 В) плотность тока начинает возрастать, что говорит об ухудшении защитных свойств оксидной пленки.

Длительная выдержка образцов VT1-0 в коррозионной среде с периодическим измерением стационарного потенциала подтвердила образование прочной пассивной пленки, которая не дает растворяться титану с течением времени. Материал при всех степенях деформации находится в пассивном состоянии ($E_{\text{cor}} > 0$). После трехмесячной выдержки в коррозионной среде наблюдается увеличение коррозионной стойкости всех образцов (рис. 5).

Механические свойства (микротвердость)

Результаты измерения микротвердости (HV) титана двух марок в зависимости от количества оборотов N представлены на рис. 6. Уже при малых степенях деформации ($N=1/4$) микротвердость марки VT1-0 возрастает с 2,6 до 3,75 ГПа, для титана VT1-00 – с 2,35 до 2,95 ГПа, затем изменяется незначительно.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

В работе подтверждено протекание фазового превращения мартенситного типа $\alpha \Rightarrow \omega$ в процессе КВД титана в камере Бриджмена при комнатной температуре. В сплаве марки VT1-00, содержащем минимальное количество примесей, уже при малых степенях МПД образуется большое количество ω -фазы ($V_{\omega}=0,37$), примерно в 4 раза больше по сравнению с титаном VT1-0, и далее практически не изменяется с увеличением степени деформации.

Максимально технически чистый титан VT1-00 более инертен и коррозионностоек (потенциалы стационарной коррозии исходного и продеформированных образцов более электроположительны) в 1 М HCl по сравнению с титаном VT1-0. Увеличение степени деформации до трех оборотов и более приводит к понижению стационарного потенциала E_{cor} и выходу на уровень коррозионной стойкости исходного материала.

Длительная выдержка более 90 суток в 1 М HCl при 25 °С не оказывает влияния на коррозионную стойкость титана VT1-0. Исходный и продеформированный материалы находятся в пассивном состоянии ($E_{\text{cor}} > 0$) и не подвержены коррозии.

Пики пассивации, наблюдаемые на анодных поляризационных кривых деформированных образцов в области потенциалов $\sim 1,25$ В (н. в. э.), возможно, связаны с избирательным растворением ω -фазы. Для сплава VT1-00 количество ω -фазы практически не изменяется от $1/4$ до 4 оборотов, в связи с чем не наблюдается корреляции между величиной плотности тока пассивации и степенью деформации, в отличие от сплава VT1-0, где количество ω -фазы плавно возрастает (рис. 1).

МПД значительно повышает микротвердость титана. На зависимости $HV(N)$ для VT1-0 наблюдается резкое возрастание микротвердости при $N < 1$, затем выход на насыщение при $N \geq 2$; для марки VT1-00 микротвердость возрастает до $N < 0,5$, затем незначительно снижается при $N=1$ и далее практически не изменяется от степени деформации. Микротвердость титана, содержащего меньшее количество примесей, ниже значений HV титана марки VT1-0 для всех рассматриваемых степеней деформации.

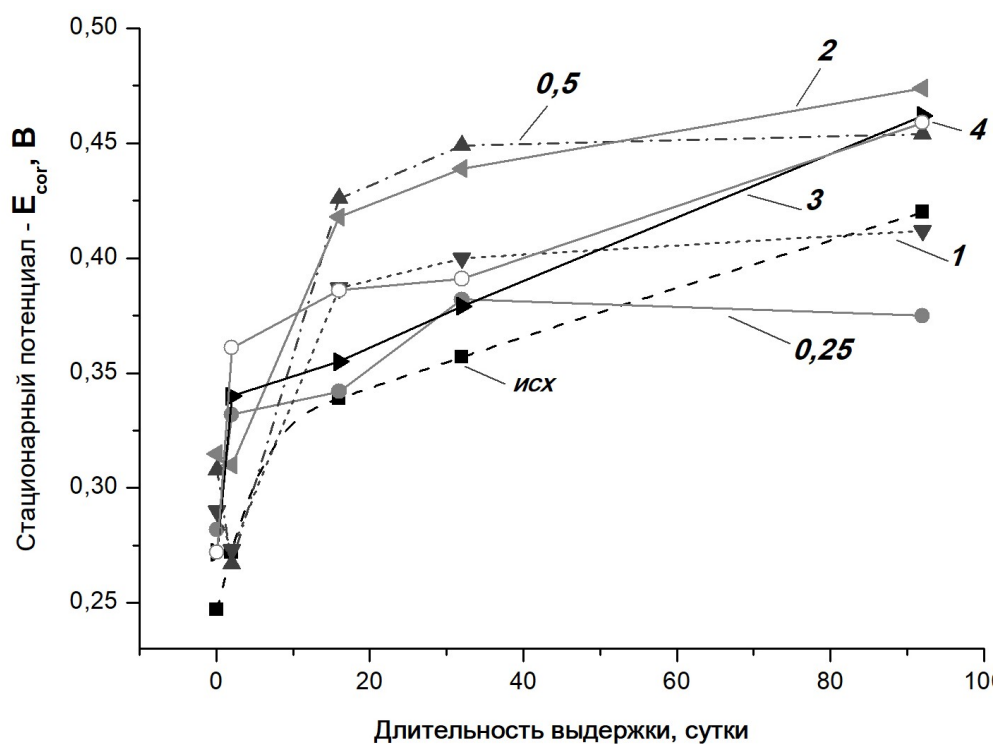


Рис. 5. Влияние длительности выдержки образцов титана VT1-0 при разных степенях деформации в 1 М HCl на стационарный потенциал коррозии

Fig. 5. The influence of holding of VT1-0 titanium samples with different degrees of deformation in 1 M HCl on the stationary corrosion potential

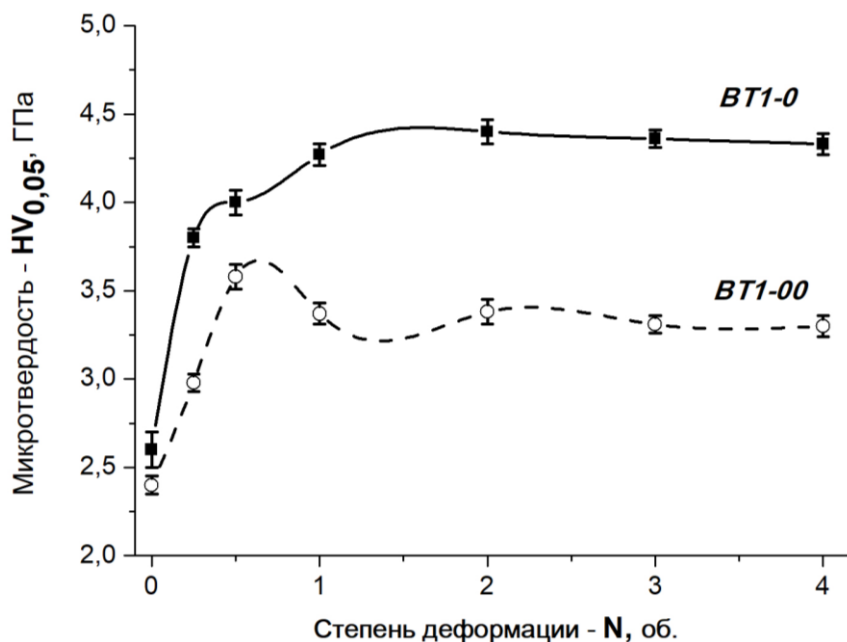


Рис. 6. Зависимость микротвердости HV от степени деформации (числа оборотов подвижной наковальни $N=1/4 \div 4$) титана марок VT1-0 (сплошная линия) и VT1-00 (пунктирная линия)

Fig. 6. The dependence of microhardness HV on the degree of deformation (the number of revolutions of a movable anvil is $N=1/4 \div 4$) of VT1-0 (solid line) and VT1-00 (dotted line) titanium

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Подтверждено протекание фазового превращения $\alpha \rightarrow \omega$ мартенситного типа при мегапластической деформации титана.

2. Титан марки ВТ1-00 более коррозионностоек в 1 М НСl по сравнению с ВТ1-0. Потенциалы стационарной коррозии (E_{cor}) образцов после кручения электроположительнее исходных. Данный факт указывает на улучшение коррозионной стойкости материала в исследуемой среде после деформации. Наиболее положительные величины E_{cor} получены для образцов, подвергнутых кручению под высоким давлением 0,5 и 2 об. (ВТ1-0) и 0,25 об. (ВТ1-00).

3. Длительная выдержка образцов в кислой среде 1 М НСl не влияет на коррозионную стойкость титана ВТ1-0, подвергнутого мегапластической деформации. Материал находится в пассивном состоянии и не растворяется.

4. При больших анодных поляризациях и увеличении окислительной способности среды возможно избирательное растворение ω -фазы, образующейся в процессе мегапластической деформации. В сплаве ВТ1-00 при кручении образуется большее количество ω -фазы, что может отрицательно сказаться на коррозионной стойкости материала в более сильных окислителях.

5. Установлено, что микротвердость HV титана увеличивается в результате деформации более чем в 1,5 раза. При увеличении количества оборотов микротвердость выходит на насыщение для титана марки ВТ1-0 и немного снижается после $N \geq 2$ для ВТ1-00.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Rack H.J., Qazi J.I. Titanium alloys for biomedical applications // *Materials Science and Engineering C*. 2006. Vol. 26. № 8. P. 1269–1277.
2. Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. Влияние интенсивной пластической деформации на упругие свойства Ti и его сплавов // *Физическая мезомеханика*. 2019. Т. 22. № 3. С. 71–76.
3. Глезер А.М. Современные методы создания высокопрочных многофункциональных материалов // *Прочность неоднородных структур – ПРОСТ 2018: сборник трудов IX Евразийской научно-практической конференции*. М., 2018. С. 7.
4. Латыш В.В., Бурлаков И.А., Забелян Д.М., Алимов А.И., Петров П.А., Степанов Б.А., Бач Ву Чонг. Повышение прочности технического титана ВТ1-0 методом интенсивной пластической деформации // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 2018. № 6. С. 54–60.
5. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // *Progress in Materials Science*. 2008. Vol. 53. № 6. P. 893–979.
6. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
7. Шурыгина Н.А., Чертаева А.О., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Щетинин И.В., Сундеев Р.В., Томчук А.А., Мурадинова Л.Ф. Влияние температуры мегапластической деформации в камере бриджмена на особенности формирования структуры и физико-химических свойств титана (ВТ1-0) // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. 2018. Т. 82. № 9. С. 1226–1238.
8. Balyanov A., Kutnyakova J., Amirkhanova N.A., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Liao X.Z., Zhao Y.H., Jiang Y.B., Xu H.F., Lowe T.C., Zhu Y.T. Corrosion resistance of ultra-fine-grained Ti // *Scripta Materialia*. 2004. Vol. 51. № 3. P. 225–229.
9. Hoseini M., Shahryari A., Omanovic S., Szpunar J.A. Comparative effect of grain size and texture on the corrosion behaviour of commercially pure titanium processed by equal channel angular pressing // *Corrosion Science*. 2009. Vol. 51. № 12. P. 3064–3067.
10. Ralston K.D., Birbilis N. Effect of grain size on corrosion: A review // *Corrosion*. 2010. Vol. 66. № 7. P. 0750051–07500513.
11. Balakrishnan A., Lee B.C., Kim T.N., Panigrahi B.B. Corrosion behaviour of ultra fine grained titanium in simulated body fluid for implant application // *Trends in Biomaterials and Artificial Organs*. 2008. Vol. 22. № 1. P. 54–60.
12. Амирханова Н.А., Валиев Р.З., Александров И.В., Исламгалиев Р.К., Кутнякова Ю.Б., Адашева С.Л., Черняева Е.Ю., Балянов А.Г., Даутова А.Т., Хайдаров Р.Р. Влияние равноканального углового прессования на коррозионное поведение ультрамелкозернистых материалов: никеля, алюминиевых сплавов, титанового сплава ВТ 1-0, магниевого сплава и УМЗ меди, полученной по различным маршрутам // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2006. Т. 7. № 3. С. 42–51.
13. Nie M., Wang C.T., Qu M., Gao N., Wharton J.A., Langdon T.G. The corrosion behavior of commercial purity titanium processed by high-pressure torsion // *Journal of Materials Science*. 2014. Vol. 49. № 7. P. 2824–2831.
14. Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Klevtsova N.A., Merson E.D., Pigaleva I.N. Corrosion resistance of steels with ultrafine grained structure in hydrogen sulfide environment // *Letters on Materials*. 2019. Vol. 9. № 3. P. 282–287.
15. Faghihi S., Li D., Szpunar J.A. Tribocorrosion behaviour of nanostructured titanium substrates processed by high-pressure torsion // *Nanotechnology*. 2010. Vol. 21. № 48. P. 485703.
16. Божко П.В., Коршунов А.В., Ильин А.П., Лотков А.И., Раточка И.В. Электрохимическое поведение пластически деформированного титана в растворах серной кислоты // *Известия Томского политехнического университета*. 2011. Т. 319. № 3. С. 17–24.
17. Semenov V.I., Huang S.-J., Tontchev N., Valiev R.R., Belov P.A., Bogale D., Wang A. Corrosion behavior of commercially-pure titanium with different microstructures // *Materials science. Non-equilibrium phase transformations*. 2017. Vol. 3. № 5. P. 167–171.
18. Хлебникова Ю.В., Егорова Л.Ю., Пилюгин В.П., Суаридзе Т.Р., Пацелов А.М. Эволюция структуры монокристалла α -титана при интенсивной пластической деформации кручением под давлением // *Журнал технической физики*. 2015. Т. 85. № 7. С. 60–68.
19. Жилиев А.П., Попов В.А., Шарафутдинов А.Р., Даниленко В.Н., Жилиев А.П. Индуцированная сдвигом

под давлением метастабильная ω -фаза в титане // Письма о материалах. 2011. Т. 1. № 4. С. 203–207.

20. Balakrishnan A., Lee B.C., Kima T.N., Panigrahi B.B. Corrosion behavior of ultra fine grained titanium in simulated body fluid for implant application // Trends in Biomaterials and Artificial Organs. 2008. Vol. 22. № 1. P. 58–64.

REFERENCES

1. Rack H.J., Qazi J.I. Titanium alloys for biomedical applications. *Materials Science and Engineering C*, 2006, vol. 26, no. 8, pp. 1269–1277.
2. Kardashev B.K., Narykova M.V., Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G. Evolution of elastic properties of Ti and its alloys due to severe plastic deformation. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2019, vol. 22, no. 3, pp. 71–76.
3. Glezer A.M. Modern methods of creating high-strength multifunctional materials. *Sbornik trudov IX Evraziyskoy nauchno-prakticheskoy konferentsii "Prochnost neodnorodnykh struktur – PROST 2018"*. Moscow, 2018. P. 7.
4. Latysh V.V., Burlakov I.A., Zabel'yan D.M., Alimov A.I., Petrov P.A., Stepanov B.A., Chong B.V. Increasing the strength of commercial titanium VT1-0 using the method of severe plastic deformation. *Journal of machinery manufacture and reliability*, 2018, vol. 47, no. 6, pp. 525–531.
5. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. *Progress in Materials Science*, 2008, vol. 53, no. 6, pp. 893–979.
6. Rybin V.V. *Bolshie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Large plastic deformation and fracture of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 224 p.
7. Shurygina N.A., Cheretaeva A.O., Glezer A.M., D'yakonov D.L., Shchetinin I.V., Sundeev R.V., Tomchuk A.A., Muradimova L.F. Effect of the temperature of megaplastic deformation in a Bridgman chamber on the formation of structures and the physicochemical properties of titanium (BT1-0). *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2018, vol. 82, no. 9, pp. 1113–1124.
8. Balyanov A., Kutnyakova J., Amirkhanova N.A., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Liao X.Z., Zhao Y.H., Jiang Y.B., Xu H.F., Lowe T.C., Zhu Y.T. Corrosion resistance of ultra-fine-grained Ti. *Scripta Materialia*, 2004, vol. 51, no. 3, pp. 225–229.
9. Hoseini M., Shahryari A., Omanovic S., Szpunar J.A. Comparative effect of grain size and texture on the corrosion behaviour of commercially pure titanium processed by equal channel angular pressing. *Corrosion Science*, 2009, vol. 51, no. 12, pp. 3064–3067.
10. Ralston K.D., Birbilis N. Effect of grain size on corrosion: A review. *Corrosion*, 2010, vol. 66, no. 7, pp. 0750051–07500513.
11. Balakrishnan A., Lee B.C., Kim T.N., Panigrahi B.B. Corrosion behaviour of ultra fine grained titanium in simulated body fluid for implant application. *Trends in Biomaterials and Artificial Organs*, 2008, vol. 22, no. 1, pp. 54–60.
12. Amirkhanova N.A., Valiev R.Z., Aleksandrov I.V., Islamgaliev R.K., Kurdyakov Yu.B., Adasheva S.L., Chernyaeva E.Yu., Balyanov A.G., Dautov A.T., Khaydarov R.R. The effect of equal-channel angular pressing on the corrosion behavior of ultrafine-grained materials: nickel, aluminum alloys, titanium alloy VT 1-0, magnesium alloy and UFG of copper obtained by various routes. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta*, 2006, vol. 7, no. 3, pp. 42–51.
13. Nie M., Wang C.T., Qu M., Gao N., Wharton J.A., Langdon T.G. The corrosion behavior of commercial purity titanium processed by high-pressure torsion. *Journal of Materials Science*, 2014, vol. 49, no. 7, pp. 2824–2831.
14. Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Klevtsova N.A., Merson E.D., Pigaleva I.N. Corrosion resistance of steels with ultrafine grained structure in hydrogen sulfide environment. *Letters on Materials*, 2019, vol. 9, no. 3, pp. 282–287.
15. Faghihi S., Li D., Szpunar J.A. Tribocorrosion behaviour of nanostructured titanium substrates processed by high-pressure torsion. *Nanotechnology*, 2010, vol. 21, no. 48, p. 485703.
16. Bozhko P.V., Korshunov A.V., Ilyin A.P., Lotkov A.I., Ratochka I.V. Electrochemical behavior of plastically deformed titanium in sulfuric acid solutions. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta*, 2011, vol. 319, no. 3, pp. 17–24.
17. Semenov V.I., Huang S.-J., Tontchev N., Valiev R.R., Belov P.A., Bogale D., Wang A. Corrosion behavior of commercially-pure titanium with different microstructures. *Materials science. Non-equilibrium phase transformations*, 2017, vol. 3, no. 5, pp. 167–171.
18. Khlebnikova Yu.V., Egorova L.Yu., Pilyugin V.P., Suaridze T.R., Patselov A.M. Evolution of the structure of an α -titanium single crystal during high-pressure torsion. *Technical physics. The Russian journal of applied physics*, 2015, vol. 60, no. 7, pp. 1005–1013.
19. Zhilyaev A.P., Popov V.A., Sharafutdinov A.P., Danilenko V.N., Zhilyaev A.P. Shear induced ω -phase in titanium. *Letters on materials*, 2011, vol. 1, no. 4, pp. 203–207.
20. Balakrishnan A., Lee B.C., Kima T.N., Panigrahi B.B. Corrosion behavior of ultra fine grained titanium in simulated body fluid for implant application. *Trends in Biomaterials and Artificial Organs*, 2008, vol. 22, no. 1, pp. 58–64.

The effect of megaplastic deformation in the Bridgman chamber on the phase transformations, corrosion behavior, and microhardness of pure VT1-00 and VT1-0 titanium

© 2020

Alisa O. Cheretaeva^{*1}, junior researcher of the Scientific Center of Metal Science and Metal Physics

*Nadezhda A. Shurygina*², PhD (Physics and Mathematics),

senior researcher the Scientific Center of Metal Science and Metal Physics

*Aleksandr M. Glezer*³, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,

Director of the Scientific Center of Metal Science and Metal Physics

Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow (Russia)

*E-mail: alice_raduga@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3952-9556>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2273-0963>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3491-1326>

Abstract: Due to the combination of lightness, high specific strength and corrosion resistance, titanium and its alloys are highly interesting for applying in many areas of industry (mechanical engineering, shipbuilding, and aircraft manufacturing). Technically pure titanium is the first choice to be used in medicine because of its high biocompatibility and lack of toxic elements. Pure titanium has high ductility and corrosion resistance but it is inferior to titanium alloys in other mechanical characteristics, such as tensile strength, yield strength, and hardness. Megaplastic deformation (MPD) is a promising method for increasing the strength of titanium to the level of highly alloyed alloys. The paper deals with the study of the influence of MPD in the Bridgman chamber on the structure (phase transformations occurring in technically pure VT1-00 and VT1-0 titanium), corrosion resistance, and microhardness. Using the high-pressure torsion (HPT), the authors obtained samples with different degrees of deformation: from 0.25 to 4 revolutions of the movable anvil. The authors carried out the X-ray diffraction analysis and electrochemical tests of samples and studied the phase composition of titanium samples of two grades containing 0.1 and 0.3 % of impurities before and after MPD. The study identified that the HPT led to the formation of a two-phase mixture $\alpha+\omega$. The results showed the positive effect of MPD on the mechanical properties of titanium. The microhardness of the deformed material increases in comparison with the initial state, while there is no deterioration in the corrosion resistance in the studied environment. Under all deformation modes, titanium stays in a passive state. For the VT1-0 alloy, the stationary corrosion potentials of samples after HPT have a more positive value compared to the original undeformed material.

Keywords: ultra-pure titanium; technically pure titanium; megaplastic deformation; Bridgman chamber; phase transformations; corrosion resistance; microhardness; high-pressure torsion; VT1-00; VT1-0.

Acknowledgements: The authors express their gratitude to Professor A.G. Rakoch for the productive discussion of the results of measuring the electrochemical properties, as well as to the Russian Foundation for Basic Research for financial support (grant No. 18-08-00640a).

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Cheretaeva A.O., Shurygina N.A., Glezer A.M. The effect of megaplastic deformation in the Bridgman chamber on the phase transformations, corrosion behavior, and microhardness of pure VT1-00 and VT1-0 titanium. *Vektor nauki Tolyatinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 1, pp. 77–85. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-1-77-85.