

Влияние режимов отжига при механико-термической обработке титана на особенности его механического поведения и физико-механические свойства

Н. В. Камышанченко, И. С. Никулин, И. М. Неклюдов, О. И. Волчок

Проведено комплексное исследование механических свойств и особенностей структурного состояния титана марки ВТ1-0 после механико-термической обработки (МТО) в виде прокатки при 773 К на разные степени деформации и изохронных отжигов при 823 и 1173 К. Установлено, что характер механического поведения образцов титана при испытаниях на растяжение определяется вкладом в специфику формирующихся при прокатке структур соотношения деформаций скольжением и двойникованием. Показано, что достигаемое упрочнение за счет процесса фазового наклепа при $\alpha \rightarrow \beta$ -превращении в результате примененной МТО реализуется только для случая, когда предварительная деформация прокаткой осуществляется на малые степени (до 80%).

Ключевые слова: титан, прокатка, степень деформации, отжиг, механические свойства, акустическая эмиссия, фазовый наклеп, скольжение, двойникование.

The integrated study of mechanical properties and structural state of titanium VT1-0 after mechanical and thermal treatment in the form of rolling under 773 K for different stages of deformation and isochronal annealing under 823 and 1173 K is conducted. It is ascertained that the mechanical behavior of the titanium specimens during the pull tests is defined by the ratio of slip and twinning deformations in the structures, forming during the rolling. It is shown that the obtained strengthening due to the phase hardening process under $\alpha \rightarrow \beta$ transition owing to the applied mechanical and thermal treatment is actualized only in case when the preliminary deformation by rolling is fulfilled to small degrees (up to 80%).

Key words: titanium, rolling, deformation degree, annealing, mechanical properties, acoustic emission, phase hardening, glide, twinning.

Введение

Целесообразность установления закономерностей эволюции структуры и изменения физико-механических свойств титана при различных видах МТО обусловлена рядом причин, среди которых можно выделить следующие. Во-первых, титан находит все большее применение как конструкционный материал в аэрокосмической технике, медицине, а в последнее время как перспективный материал для корпусов атомных энергетических установок. Во-вторых, такие особенности титана, как высокая анизотропность, реализация при механических воздействиях различных видов деформации (скольжение, двойникование) позволяют обеспечить достижения высокого уровня эксплуатационных

характеристик (коррозионная стойкость и высокая удельная прочность, работоспособность при низких температурах и высокая свариваемость, штампуемость и др.). Важно отметить, что для титана отжиги являются основным видом термообработки [1, 2], придающим металлу необходимый комплекс физико-механических свойств за счет снятия внутренних напряжений, бездиффузионных фазовых превращений и других структурных перестроек. Известно, что процессы формирования структуры титана при деформациях и отжигах могут найти отражение при изучении волн акустической эмиссии (АЭ), возникающих при снятии деформационных кривых [3, 4]. Изучение акустико-эмиссионных характеристик после высокотемпературной прокатки и последующих изохронных отжигов ранее не проводилось.

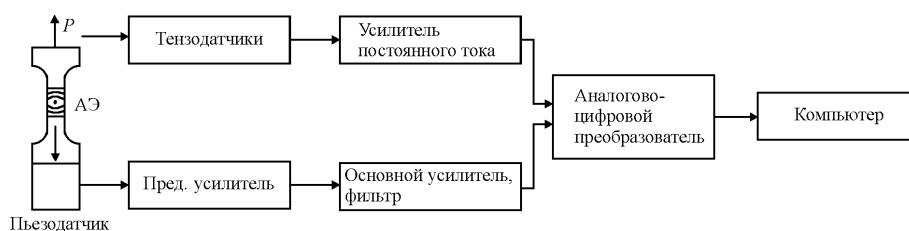


Рис. 1. Блок-схема установки для исследования акустической эмиссии при пластической деформации растяжением.

В связи с этим целью настоящей работы было изучение физико-механических свойств технически чистого титана после разных этапов МТО, включающей прокатку на разные степени и изохронные отжиги, а также изучение при этом изменений параметров АЭ.

Материал и методы исследования

Исследовали технически чистый титан марки BT1-0 (ГОСТ 26492–85), который подвергали прокатке на разные степени деформации ($\epsilon = 60 - 95\%$) при 773 К. После прокатки часть вырезанных электроискровым способом вдоль направления прокатки образцов для механических испытаний (образцы 1-й партии) отжигали в вакууме в течение 1 часа при 823 К (образцы 2-й партии) и при 1173 К (образцы 3-й партии).

Механические испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре проводили на универсальной испытательной машине “INSTRON5882” со скоростью нагружения $1,5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. После МТО (деформации прокаткой и отжигом) образцы электролитически полировали и химически травили, после чего был проведен металлографический анализ (оптический микроскоп “OLYMPUS G71”). Микротвердость измеряли на твердоме DM8 с автоматической системой анализа результатов. Рентгеноструктурный анализ осуществляли на рентгеновском спектрометре “ARL X’TRA”.

Исследования микроструктурных превращений в титане, отражающих его механическое поведение в процессе испытаний, были проведены методом АЭ (блок-схема установки представлена на рис. 1). При испытаниях образцов на растяжение через определенные промежутки времени 1 – 10 с синхронно регистрировали параметры деформирования (приложенная нагрузка – перемещение захвата) и количество импульсов АЭ (N), которые поступали на амплитудные счетчики-дискриминаторы установки. Среднюю амплитуду импульса АЭ, то есть активность АЭ, рассчитывали по формуле:

$$\bar{A} = \frac{\sum_{k=1}^5 k_i N_i}{\sum_{k=1}^5 N_i},$$

где k — амплитудный уровень счетчика, N — количество импульсов АЭ, которые приходят на i -й счетчик за выбранный интервал времени; i — порядковый номер счетчика сигнала АЭ (использовали комплекс, имеющий 5 амплитудных счетчиков). Поступающий с датчиков спектр сигналов оцифровывали в аналогово-цифровом преобразователе и обрабатывали на компьютере с помощью специальной программы.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

В табл. 1 представлены механические характеристики образцов титана, прошедших прокатку и последующий неполный отжиг. Из таблицы видно, что с ростом степени деформации прокаткой ϵ прочностные характеристики возрастают с тенденцией к насыщению (рис. 2). Максимальный относительный эффект упрочнения при $\epsilon = 93\%$ составляет: по пределу текучести $\Delta\sigma_s/\sigma_s = 225\%$, по пределу прочности $\Delta\sigma_B/\sigma_B = 150\%$ и по микротвердости $\Delta H_\mu = 80\%$.

Таблица 1

Механические свойства титана BT1-0 после различных МТО

Вид обработки	Степень деформации, %	σ_s , МПа	σ_B , МПа	H_μ , МПа
Состояние поставки	0	173	318	150
Деформация прокаткой	75	547,3	605,6	170
при 773 К	80	607,7	745,5	275
	93	565,2	799,9	271
Деформация прокаткой при 773 К и последующий отжиг при 823 К	75	249	313,1	169
	80	288,3	376,8	160
	93	292,6	404,1	166

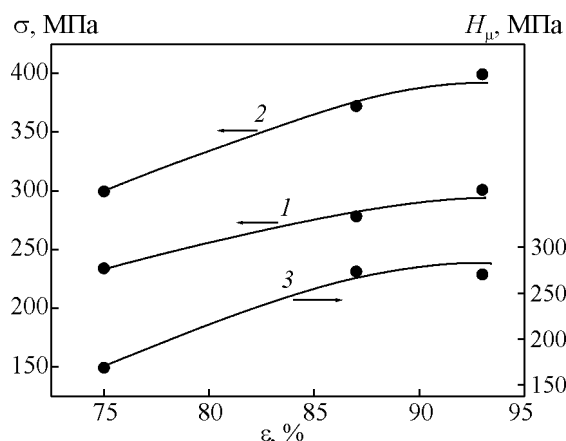


Рис. 2. Зависимость пределов текучести (1), прочности (2) и микротвердости (3) титана марки ВТ1-0 от степени предварительной деформации прокаткой при 773 К.

Для аналитической аппроксимации кривых деформационного упрочнения, согласно [5], использовали уравнение Льюдвика, $\sigma \approx t\epsilon^n$, где σ — напряжение, t — константа, ϵ — деформация прокаткой, n — константа, зависящая от температуры. Это позволило представить параметры деформационного упрочнения графически (рис. 2).

Как показал рентгеноструктурный анализ, исследуемый титан в состоянии поставки и после прокатки при 773 К на разную степень деформации представлял собой стабильную α -модификацию, имеющую ГПУ-решетку (α -Ti). Согласно существующим данным [2, 5], деформация поликристаллического α -Ti осуществляется, в основном, скольжением по призматическим плоскостям $\{10\bar{1}0\}$ и, как вторичное, по пирамидальным плоскостям $\{10\bar{1}1\}$ и $\{1012\}$. Скольжение по этим плоскостям развивается вдоль плотноупакованных направлений $\langle 1\bar{2}10 \rangle$, лежащих в плоскости базиса. Кроме того, может иметь место поперечное скольжение по тем же $\{10\bar{1}0\}$ плоскостям, что и первичное скольжение, а также сбросообразование. Металлографические исследования показали, что полиэдрическая микроструктура титана, характерная для исходного состояния, измельчалась по мере роста ϵ (рис. 3), благодаря деформационным возможностям α -Ti. При этом имело место также снижение среднеквадратичного отклонения размеров зерен (табл. 2).

Высокая интенсивность систем скольжения определяет увеличение плотности дислокаций с ростом степени деформации прокаткой ϵ по закону, который можно описать следующим выражением [6]:

$$\rho = \rho_0 + A\epsilon,$$

где ρ_0 — исходная плотность дислокаций (до деформации прокаткой), A — константа. Достижение



Рис. 3. Микроструктура титана ВТ1-0 после прокатки при 773 К: а — 93%, б — 87%, в — 75%. Увеличение — $\times 2000$.

Таблица 2

Размер зерен образцов титана после прокатки при 770 К

Размеры зерен, мкм	Степень деформации			
	В состоянии поставки	93%	87%	75%
Средний размер	85,72	4,37	5,25	7,14
Минимальный размер	33,63	1,59	1,24	2,37
Максимальный размер	155	7,99	8,07	10,31
Среднеквадратичное отклонение	33,83	1,42	1,73	1,84

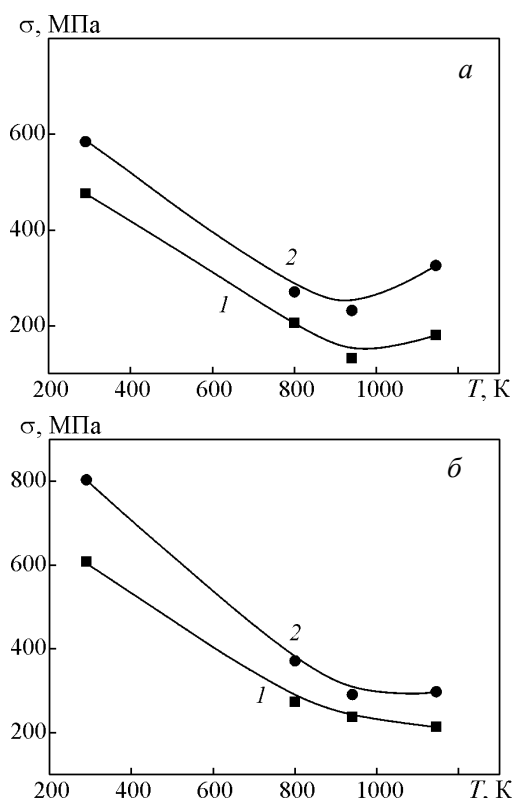


Рис. 4. Зависимость пределов текучести (1) и прочности (2) титана BT1-0, деформированного прокаткой при 773 К на разные степени деформации (а — $\epsilon = 75\%$; б — $\epsilon = 93\%$), от температуры последующего отжига.

различных плотностей дислокаций при используемых в настоящей работе степенях предварительной деформации обеспечивает, соответственно, различные структурно-энергетические состояния границ и субграниц α -Ti. Это, в свою очередь, определило различия в протекании процессов структурообразования в титане при изохронных отжигах и соответственно особенности его механического поведения при последующих испытаниях и достигаемый уровень сопротивления пластической деформации.

На рис. 4 представлена зависимость предела прочности и предела текучести титана BT1-0, деформированного прокаткой при 773 К на разные степени деформации, от температуры последующего отжига. Обращает на себя внимание тот факт, что при температурах отжига титана в области $\alpha \rightarrow \beta$ -превращений (> 1180 К) существенно меняется наклон кривых, а для образцов 3-й партии (прокатка на 75%) имеет место аномальный рост прочностных характеристик. Этот режим отжига соответствует стадиям возврата в деформированном титане, охватывающим диапазон релаксационных изменений структуры как

за счет диффузионного перемещения дислокаций, так и изменений на границах раздела (дислокационные стенки и границы зерен). Кроме того, известно, что в титане при $\alpha \rightarrow \beta$ -превращении имеет место фазовый наклеп [6]. Таким образом, конкурирующим для возвратных процессов при таких температурных режимах отжига могут быть два аддитивных процесса: эволюция структуры субграниц и фазовый наклеп.

Для титана после деформации прокаткой с $\epsilon > 80\%$ структура субграниц и их протяженность определяют более высокие внутренние напряжения, чем после прокатки с $\epsilon < 80\%$. Согласно соотношению Холла – Петча [7], меньшая величина зерна и большее значение параметра k для титана, прокатанного до $\epsilon = 93\%$, обуславливает больший уровень сопротивления пластической деформации, что эквивалентно более высокому уровню внутренних напряжений. В связи с этим вклад в упрочнение после отжига при 1173 К фазового наклепа более эффективен для случая, когда внутренние напряжения меньше, то есть для титана, прошедшего прокатку до $\epsilon = 75\%$. Это и определяет наблюдаемый рост кривых $\sigma(T)$ (рис. 4а).

Экспериментальные данные для образцов титана 2-й партии (прокатка на разные степени деформации и последующий отжиг при 823 К) показали, что наблюдаемый эффект термического разупрочнения (рис. 4) проявляется сильнее для образцов, прошедших большие предварительные деформации ($\epsilon > 80\%$). При этом на кривых деформации для таких образцов характерно появление зуба текучести. Следует отметить, что степень остроты зуба текучести возрастает с уменьшением величины зерна (рис. 5). Наличие зуба текучести, как известно [8, 9], обусловлено реализацией при неполном отжиге дополнительного закрепления дислокаций точечными дефектами. В результате этого пластическая деформация в области площадки текучести осуществляется в основном за счет “каналирования” дислокации (сметание лидирующей дислокацией всех препятствий в ее плоскости скольжения). Обращает на себя внимание, что такой процесс освобождения дислокаций от атмосфер точечных дефектов проявляется только для сильно деформированного материала ($\epsilon > 80\%$). Это, по-видимому, связано с тем, что образование атмосфер вокруг дислокаций обусловлено рождением в титане в процессе интенсивной пластической деформации большого количества вакансий на дислокационных ступеньках, возникающих как результат реализации поперечного скольжения.

Отметим, что на деформационных кривых для образцов, прошедших неполный отжиг после

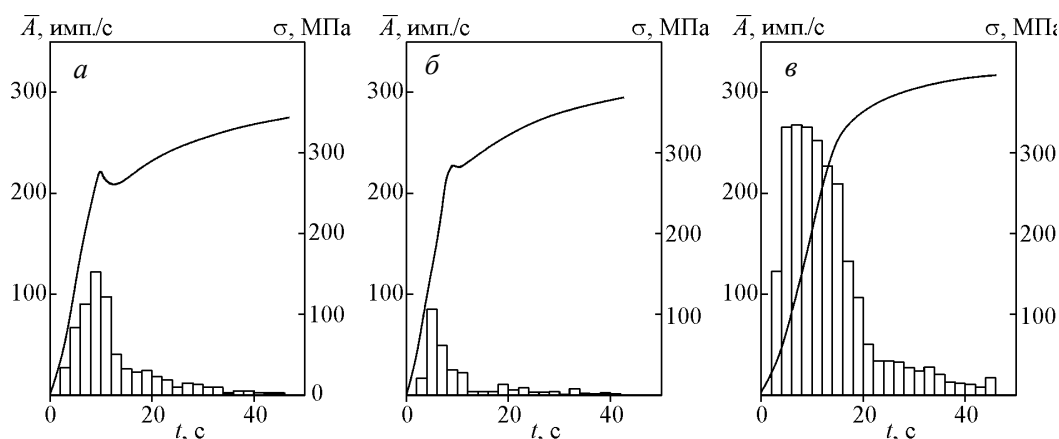


Рис. 5. Кривые деформации при испытаниях на растяжение титана ВТ1-0 и зависимости активности АЭ от перемещения захвата после прокатки на разные степени при 773 К и последующего отжига при 823 К: а — $\epsilon = 93\%$; б — $\epsilon = 87\%$; в — $\epsilon = 75\%$.

предварительной деформации на малые степени ($\epsilon < 80\%$), появляется скачкообразная деформация, что характерно для деформации двойникованием. Однако для исследуемого титана, прокатанного до больших степеней деформации и прошедшего неполный отжиг, при испытаниях на растяжение двойникование не протекает. Этот экспериментальный факт также свидетельствует о том, что реализация всех кристаллографических возможностей деформации скольжением при больших степенях деформации затрудняет развитие двойникования, что находится в соответствии с существующими представлениями [9, 10].

Рассмотрим особенности параметров АЭ при испытаниях на растяжение образцов титана, прошедших неполный отжиг (рис. 5). Наблюдаемые различия в характере кривых деформации сказываются на зависимости активности акустической эмиссии ($\bar{A}$) и общей суммы импульсов (N) от деформации. Характерно, что регистрация сигналов начинается в области напряжений ниже предела текучести, а максимальный всплеск АЭ имеет место при растягивающих напряжениях в области предела текучести. Видно, что величины $\bar{A}$ и N максимальны у образцов, предварительно деформированных на меньшие степени деформации ($\epsilon < 80\%$). В этом случае высокоамплитудными источниками дислокаций вероятнее всего являются двойники, что подтверждается скачкообразной деформацией на кривых растяжения. Преобладание в спектрах АЭ образцов титана, деформированного на 93%, низкоамплитудных сигналов позволяет считать, что АЭ в процессе растяжения генерируется низкоамплитудными дислокационными источниками, а основным механизмом деформирования после такого режима

МТО ($\epsilon > 80\%$) является дислокационное скольжение. Таким образом, полученные данные по АЭ свидетельствуют и подтверждают тот факт, что прочностные характеристики титана после примененных МТО определяются вкладом в специфику формирующихся при этом структур соотношения деформаций скольжением и двойникованием.

Выводы

1. Показано, что при МТО титана, включающей деформацию прокаткой при 773 К на разные степени и отжига, достигаемый уровень упрочнения определяется плотностью дислокаций при прокатке и реализацией релаксационных процессов при отжигах в виде эволюции структуры субграниц α -Ti и фазового наклепа.

2. Установлено, что фазовый наклеп при отжиге титана в области $\alpha \rightarrow \beta$ -превращений вносит существенный вклад в величину сопротивления пластической деформации только для случая предварительной деформации на малые степени ($\epsilon < 80\%$).

3. Методом АЭ показано, что степень предварительной деформации прокаткой при 773 К определяет механизмы пластической деформации титана при последующих механических испытаниях. Установлено, что при $\epsilon < 80\%$ вклад в общую деформацию низкоамплитудными дислокационными источниками снижается, и основную роль начинают играть высокоамплитудные источники — двойники.

Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования БелГУ

Литература

1. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1968, т. 2, с. 1110 – 1165.
2. Цвиккер Ч. Титан и его сплавы. М.: Металлургия, 1979, 505 с.
3. Стрежало В.А., Добровольский Ю.В., Стрельченко В.А. Прочность и акустическая эмиссия материалов и элементов конструкций. Киев: Наукова думка, 1990, 232 с.
4. Бунина Н.А. Исследование пластической деформации металлов методом акустической эмиссии. Л.: Изд. Ленинградского университета, 1990, 155 с.
5. Montejro S.N., Reed-Hill R.E. An empirical analysis of titanium stress-strain curves. Metallurg. Trans., 1973, v. 4, p. 1011 – 1015.
6. Калачев Б.А. Физическое металловедение титана. М.: Металлургия, 1976, 184 с.
7. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. Киев: Наукова думка, 1975, с. 99 – 106.
8. Мак Лин Д. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1963, с. 103 – 105.
9. Кан Р. Физическое металловедение. М.: Мир, 1968, вып. 2, 490 с.
10. Халл Д. Двойникование и зарождение трещин в металлах с ОЦК-решеткой. В кн. “Разрушение твердых тел”. М.: Металлургия, 1967, с. 222 – 256.

Камышанченко Николай Васильевич — Белгородский государственный университет, доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области материаловедения, металлофизики и упрочнения металлов. E-mail: kamysh@bsu.edu.ru.

Никулин Иван Сергеевич — Белгородский государственный университет, аспирант. Специалист в области материаловедения, металлофизики и упрочнения металлов. E-mail: nikulin@bsu.edu.ru.

Неклюдов Иван Матвеевич — Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”, доктор физико-математических наук, действительный член Национальной Академии Наук Украины, профессор, Генеральный директор. Ведущий специалист в области материаловедения, металлофизики и упрочнения металлов. E-mail: neklyudov@kipt.kharkov.ua.

Волчок Олег Иосифович — Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области материаловедения, металлофизики и упрочнения металлов. E-mail: volchok.oleg@hotmail.com.