

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Ивашко В. В.

*Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь*

Титановые сплавы, обладая высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью и жаропрочностью, уже сейчас в ряде отраслей промышленности могут конкурировать с лучшими марками сталей. Тенденция повышения эксплуатационных характеристик требует изыскания эффективных методов упрочнения. Тем не менее, большинство двухфазных титановых сплавов до настоящего времени используется в отожженном состоянии, далеко не полностью исчерпав резерв прочности [1–3].

Современная технология и опыт промышленного производства имеют в своем арсенале большой выбор разнообразных приемов, позволяющих в значительной мере управлять структурой и свойствами сплавов титана. Применение термической, термо-механической обработок, как каждой в отдельности, так и в комплексе, позволяют решать задачи повышения механических свойств [4–5]. Однако имеется ряд деталей, условия работы которых требуют одновременного повышения сопротивляемости предельно высоким механическим и ударным нагрузкам. В этой связи, в настоящей работе целесообразно:

- Оценить влияние режимов нагрева на структуру, фазовый состав и механические характеристики титановых сплавов и выбрать подходящую марку сплава, в наибольшей степени удовлетворяющей предъявляемым требованиям.
- Разработать режимы термического упрочнения выбранного сплава, изучить кинетику роста зерен и оценить влияние размера зерен на механические характеристики.

Образцы сплавов ВТ6, ВТ3-1, ВТ23, ВТ22 и ВТ15, вырезанные из горячекатаных прутков или листов, нагревали в печи до температур 750–1100<sup>0</sup>С и охлаждали в воде. По мере увеличения температуры закалки сплавов ВТ6 и ВТ3-1 наблюдается непрерывное повышение прочности от 1000 до 1150–1200 МПа, а в интервале температур 800–900<sup>0</sup>С – снижение предела текучести до 700 МПа. Изменение механических свойств обусловлено фазовыми превращениями, происходящими при нагреве и охлаждении.

С повышением температуры в двухфазной области  $\alpha$ -фаза превращается в  $\beta$ -фазу. Увеличение содержания  $\beta$ -фазы при нагреве сопровождается обеднением ее  $\beta$ -легирующими элементами и увеличением межплоскостного расстояния, поскольку атомы молибдена ванадия и хрома, преимущественно растворяющиеся в  $\beta$ -фазе, имеют меньший атомный радиус, чем атомы титана. Если после нагрева концентрация  $\beta$ -стабилизирующих элементов в  $\beta$ -фазе уменьшается до критического содержания, то при закалке в  $\beta$ -объемах фиксируется метастабильная  $\alpha'$ -мартенситная фаза, имеющая орторомбическую решетку. Сплавы, содержащие в своем составе  $\alpha'$ -фазу, при испытании на растяжение имеют низкий предел текучести. В сплаве ВТ6 такое снижение наблюдается в интервале температур 800–850<sup>0</sup>С, а в сплаве ВТ3-1 – в интервале 850–900<sup>0</sup>С. С повышением температуры закалки до 1000<sup>0</sup>С твердый раствор данных сплавов обедняется настолько, что после закалки фиксируется  $\alpha'$ -мартенсит. С появлением  $\alpha'$ -мартенсита и увеличением его объемного содержания предел прочности и предел текучести непрерывно возрастают. Закалкой из  $\beta$ -области фиксируют 100%  $\alpha'$ -мартенсита, а следовательно, и максимальную прочность сплавов непосредственно после закалки. Наиболее высокий уровень временного сопротивления на разрыв  $\sigma_b = 1450$  МПа на-

блюдается у сплава ВТ3-1. Сплав ВТ6, закаленный из  $\beta$ -области, упрочняется до 1200 МПа. Однако во всех случаях с нагревом в  $\beta$ -область происходит интенсивный рост  $\beta$ -зерен, а после закалки в воде и фиксирования  $\alpha'$ -мартенсита наблюдается снижение пластичности от  $\delta = 12\%$ ,  $\psi = 42\%$  в исходном состоянии и до  $\delta = 2-5\%$ ,  $\psi = 12\%$  – в закаленном из  $\beta$ -области состоянии. Старение сплавов, закаливающихся на  $\alpha'$ -мартенсит, приводит к повышению временного сопротивления на разрыв во всем диапазоне температур закалки на 100–150 МПа и снижению пластичности. Временное сопротивление на разрыв титановых сплавов после закалки, закалки и старения после печного и скоростного нагрева приведены на рис. 1.

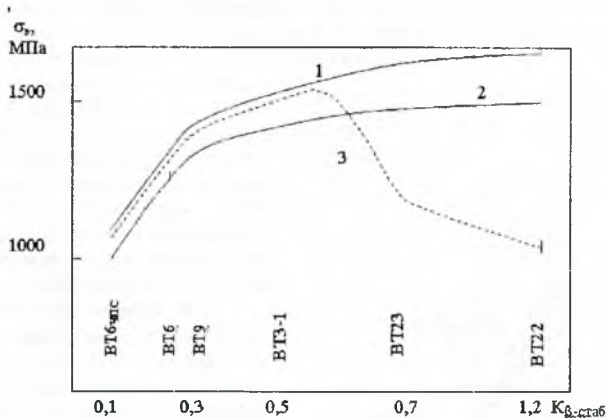


Рис. 1. Механические свойства промышленных титановых сплавов. 1 – скоростной нагрев в  $\beta$ -область, закалка, старение; 2 – печной нагрев в  $\alpha+\beta$ -область, закалка, старение; 3 – скоростной нагрев в  $\beta$ -область, закалка

Закалка сплава ВТ23 после печного нагрева в интервале температур 750–900 $^{\circ}$ С приводит к повышению предела прочности от 1000 до 1100 МПа и снижению предела текучести от 950 до 700 МПа. Снижение предела текучести связано с появлением в структуре сплава  $\alpha'$ -мартенсита. Распад  $\alpha'$ -мартенсита при старении 500 $^{\circ}$ С, 6 часов приводит к весьма эффективному повышению предела прочности и предела текучести. Так, после закалки с температур 780–900 $^{\circ}$ С и старения предел прочности возрастает на 350–400 МПа и составляет 1450–1500 МПа. Предел текучести в данном случае на 50–60 МПа ниже предела прочности во всем диапазоне температур.

Сплавы ВТ22 и ВТ15 относятся к высоколегированным сплавам критического и закритического состава. После закалки из  $\beta$ -области временное сопротивление на разрыв снижается до 900 МПа по сравнению с 1000–1100 МПа в исходном отожженном состоянии. Снижение прочностных характеристик обусловлено фиксацией при закалке однородного метастабильного  $\beta$ -твердого раствора. Пластичность сплавов, закаленных на метастабильную  $\beta$ -фазу, высокая ( $\delta > 15\%$ ,  $\psi > 60\%$ ) и практически не зависит от температуры закалки из  $\beta$ -области. После старения при температурах 450–500 $^{\circ}$ С предел прочности сплава ВТ22 достигает 1550 МПа, а ВТ15 – 1300 МПа. С увеличением размера зерен пластичность закаленных и состаренных  $\beta$ -сплавов стремится к нулю.

Анализируя полученные данные, было установлено, что высокий уровень прочности может быть получен на сплавах ВТ3-1, ВТ23 и ВТ22. Однако для эффективного применения данных сплавов необходимо было стремиться в процессе предварительной пластической деформации к максимальному измельчению зеренной структуры. Из ранее проведенных исследований было установлено, что эффективное измельчение зерен достигается в результате деформации в  $\alpha + \beta$ -области, причем степень деформации не должна быть ниже 60%. Исходя из требований к исходной структуре, технологических требований, рекомендуемых температур нагрева под прокатку и стоимости сплавов, для дальнейших исследований был выбран сплав ВТ23, причем для повышения технологической пластичности листов содержание алюминия в сплаве было снижено с 5,6 до 4,6%. Для исследований механических характеристик образцы с исходной мелкозернистой структурой ( $D_2 = 3-8$  мкм), вырезанные из листов толщиной 6,5 мм после печного

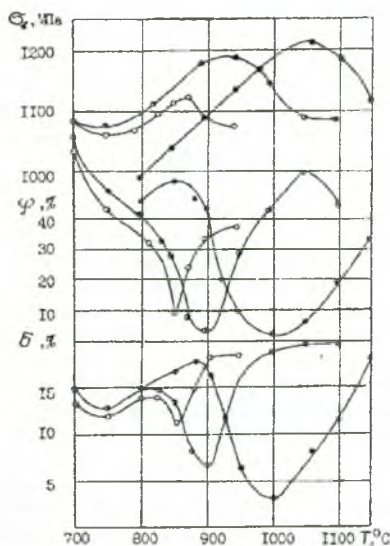


Рис. 2. Влияние температуры и скорости нагрева под закалку на механические свойства листов сплава ВТ23.  $\bullet$  — нагрев печной, 30 мин;  $\circ$  — нагрев скоростной,  $V_n = 100^\circ\text{C}/\text{с}$ ;  $\bullet$  — отжиг  $850^\circ\text{C}$  + нагрев скоростной,  $V_n = 100^\circ\text{C}/\text{с}$

и скоростного нагрева до температур  $750-1100^\circ\text{C}$  охлаждали в воде. Закаленные образцы размером  $60 \times 10 \times 6,5$  мм подвергали испытаниям на растяжение, изгиб, и срез. Испытание на изгиб закаленных образцов размером  $6,5 \times 10 \times 60$  мм и  $10 \times 10 \times 60$  мм по радиусу 10 мм проводили до появления первых трещин. Результаты исследований представлены на рис. 2.

В исходном отожженном состоянии сплав имеет следующие механические свойства  $\sigma_b = 1100-1150$  МПа,  $\delta = 12-16\%$ ,  $\psi = 52-56\%$ ,  $\tau_{0p} = 690-720$  МПа,  $\sigma_{из} = 2500$  МПа, угол загиба  $50^\circ$ . После печного нагрева и закалки с температур  $700-800^\circ\text{C}$   $\sigma_b = 1050$  МПа,  $\delta = 12-14\%$ , относительное сужение снижается от 60 до 35%,  $\tau_{0p} = 620-650$  МПа, а угол загиба снижается до  $35^\circ$ . Повышение температуры закалки до  $850^\circ\text{C}$  сопровождается резким снижением относительного сужения до 10%, напряжения изгиба до  $2100-2200$  МПа, угол загиба до  $20^\circ$ .

После закалки с температур  $900-920^\circ\text{C}$  повышается относительное удлинение до 17-19%, относительное сужение до 32-36%. Угол загиба при этом остается низким: 20-25°.

При скоростном нагреве ( $V_n = 100^\circ\text{C}/\text{с}$ ) температурный интервал, в котором наблюдается резкое снижение пластических характеристик, смещается до  $875-925^\circ\text{C}$  и повышение временного сопротивления на разрыв — до 1180 МПа. Следует отметить, что в интервале температур  $900-1100^\circ\text{C}$  резко повышаются относительное удлинение (до 20%), относительное сужение (до 50-60%) и угол загиба (до  $60^\circ\text{C}$ ). Изменение механических характеристик связано с фазовыми превращениями, протекающими в процессе нагрева и охлаждения. Можно предположить, что температурный интервал охрупчивания сплава  $850-900^\circ\text{C}$ , как при печном, так и при скоростном нагревах обусловлен выделением мелкодисперсной  $\omega$ -фазы в  $\beta$ -объемах в процессе охлаждения. Высокое содержание дефектов в горячекатаном и

полигонизованном состоянии способствует ускоренному распаду  $\beta$ -фазы и выделению мелкодисперсных  $\omega$ -частиц, вызывающих охрупчивание сплава в закаленном состоянии. Дальнейшее повышение температуры способствует обеднению  $\beta$ -твердого раствора его гомогенизации и рекристаллизации, а при закалке фиксируется  $\alpha''$ -мартенсит и повышаются пластические свойства.

Для исследования кинетики упрочнения в процессе старения, образцы сплава ВТ23, закаленные с температуры  $1000^\circ\text{C}$  ( $V_n = 100^\circ\text{C}/\text{c}$ ), нагревали в течение 15, 30 минут, 1, 3 и 6 часов при температурах  $350$ – $650^\circ\text{C}$ , а затем измеряли твердость. Результаты исследований представлены на рис. 3.

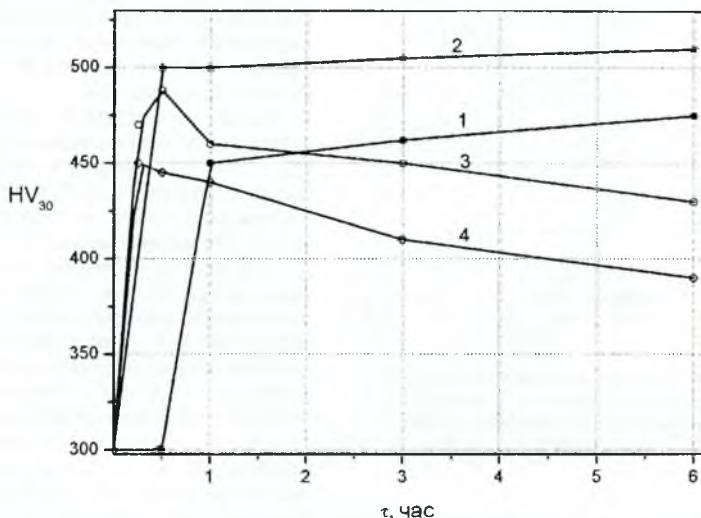


Рис. 3. Кинетика старения сплава. Исходное состояние:  $V_n = 100^\circ\text{C}/\text{c}$ ,  $T = 1000^\circ\text{C}$ .  
Температура старения: 350 (1); 450 (2); 550 (3) и  $650^\circ\text{C}$  (4)

Структура, зафиксированная закалкой с  $1000^\circ\text{C}$ , достаточно стабильна при нагреве до  $300^\circ\text{C}$ . Эффективное упрочнение от 330 до 450 HV наблюдается при нагреве до температуры  $350^\circ\text{C}$  в течение первого часа. Предельное упрочнение закаленного сплава до 500–520 HV (50–52 HRC) зарегистрировано при нагреве до температуры  $450^\circ\text{C}$ . Упрочнение обусловлено распадом  $\alpha''$ -мартенсита с выделением мелкодисперсной  $\beta$ -фазы в  $\alpha(\alpha')$ -матрице. Следует отметить, что при нагреве до температур  $450$ – $600^\circ\text{C}$  эффективное упрочнение сплава протекает в течение первых 30–60 минут. Нагрев до температур  $550$ – $650^\circ\text{C}$  в течение 3–6 часов приводит к коагуляции мелкодисперсных  $\beta$ -частиц и разупрочнению сплава до 420 и 400 HV, соответственно.

Для оценки влияния температуры нагрева на механические свойства сплава в стареном состоянии закаленные образцы подвергали нагреву при температуре  $550^\circ\text{C}$  в течение 30 минут (рис. 4). После печного нагрева, закалки с температуры  $750^\circ\text{C}$  и старения  $550^\circ\text{C}$  30 мин механические свойства сплава следующие:  $\sigma_n = 1200$ – $1250$  МПа,  $\delta = 10$ – $12\%$ ,  $\psi = 50$ – $55\%$ . Повышение температуры нагрева до  $850^\circ\text{C}$  сопровождается повышением прочности до  $1500$ – $1550$  МПа и снижением пластичности до  $\delta = 2$ – $3\%$ ,  $\psi = 10$ – $15\%$ . Установлено, что повышение температуры старения от  $550$  до  $600^\circ\text{C}$  при-

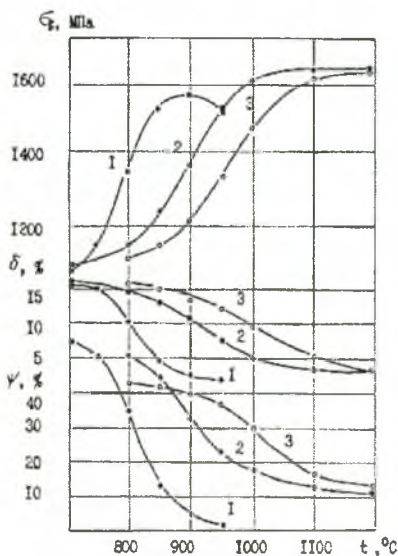


Рис. 4. Механические свойства сплава ВТ23 в закаленном и состаренном (при 550 °С, 4 ч) состоянии. Исходное состояние: отжиг 850 °С, 1 ч (1, 3), горячекатаное (2). 1 – печь, 0,5 ч; 2, 3 –  $V_n = 100^\circ\text{C}/\text{с}$ .

высокий уровень относительного сужения. Электронно-микроскопический анализ структуры образцов, претерпевших разрушение, показал, что при печном нагреве до 750 °С морфология  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз соответствует структуре листов в исходном состоянии, объемное содержание которых составляет 51 и 49% соответственно. С повышением температуры нагрева до 800 °С  $\alpha$ -фаза превращается в  $\beta$ -фазу, содержание которой увеличивается до 54%. Наиболее интенсивное растворение  $\alpha$ -фазы протекает в интервале температур 800–850 °С. При температуре нагрева 825 °С объемное содержание  $\alpha$ -фазы составляет 31%, а при 850 °С – 12%.

При быстром нагреве наиболее интенсивное развитие  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения протекает в интервале температур 800–875 °С. Количество  $\alpha$ -фазы уменьшается от 46% при 800 °С до 8% при 875 °С.

Наряду с достоинствами быстрого нагрева был выявлен существенный недостаток при испытании образцов на срез. Если при печном нагреве максимальные значения напряжения на срез могут достигать 800–825 МПа, то после скоростного нагрева напряжение при испытании на срез снижаются от 720 до 605–660 МПа. Было установлено, что с целью повышения напряжения на срез после скоростного нагрева перед закалкой необходимо осуществлять изотермическую выдержку в течение 2–5 сек.

Скоростной нагрев с последующей изотермической выдержкой позволяет повысить напряжение на срез термически упрочненных образцов до 780–820 МПа. Обобщенные данные по механическим испытаниям на ударную вязкость и срез в зависимости от уровня прочности представлены и на рис. 5.

водит к снижению временного сопротивления на разрыв на 100 МПа и повышению относительного удлинения на 2–5% и относительного сужения на 10% в интервале закалочных температур 750–850 °С. Закалка с температур, превышающих 850 °С, вызывает полное охрупчивание сплава. После скоростного нагрева под закалку и последующего старения кривая температурной зависимости прочности близка к зависимости, полученной при печном нагреве. Вместе с тем наблюдаются следующие особенности:

1. Кривая температурной зависимости прочности при скоростном нагреве ( $V_n = 100^\circ\text{C}/\text{с}$ ) смещается вверх по температурной шкале на 100–150 °С по отношению к кривой, полученной после печного нагрева под закалку.
2. Эффективность термического упрочнения при быстром нагреве значительно выше, чем при печном. После скоростного нагрева под закалку максимальный уровень прочности листов составляет 1650–1700 МПа вместо 1500–1550 МПа – при печном нагреве.

Можно отметить, что при одинаковой прочности у образцов, закаленных после скоростного нагрева более

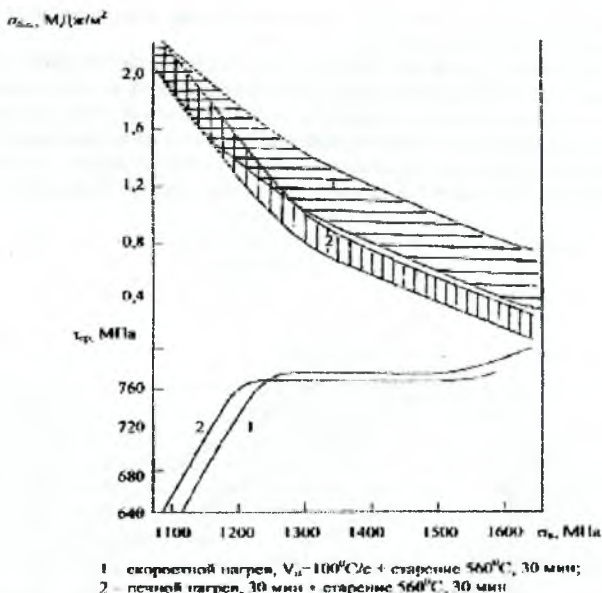


Рис. 5. Зависимость ударной вязкости и напряжения при испытании на срез от уровня прочности. 1 — скоростной нагрев  $V_n = 100^\circ\text{C}/\text{с}$  + старение  $560^\circ\text{C}$ , 30 мин; 2 — печной нагрев 30 мин + старение  $560^\circ\text{C}$ , 30 мин

Из представленных данных видно, что с повышением уровня временного сопротивления на разрыв от 1100 до 1300 МПа напряжение при испытании на срез как при печном, так и при скоростном нагревах возрастает от 650 до 780 МПа. Дальнейшее повышение прочности до 1500 МПа практически не оказывает влияние на напряжение при срезе. Повышение напряжения на срез до 800 МПа отмечено при уровне прочности образцов 1650 МПа.

Испытания на ударную вязкость проводили на термически упрочненных образцах размером  $6,6 \times 10 \times 56$  мм без надреза. Как следует из рис. 5 с повышением временного сопротивления на разрыв от 1100 до 1600 МПа ударная вязкость образцов после печного нагрева, закалки и старения плавно снижается от 2 до  $0,3\text{--}0,4$  МДж/м<sup>2</sup>. Применение скоростного нагрева под закалку повышает вязкость разрушения по всему диапазону (от 1200 до 1600 МПа) на  $0,4$  МДж/м<sup>2</sup>.

Исследование кинетики роста зерен проводили в условиях непрерывного нагрева со скоростями 10, 25, 100 и  $300^\circ\text{C}/\text{с}$  до температур  $900\text{--}1200^\circ\text{C}$ . Анализ данных показал, что размер  $\beta$ -зерен связан с температурой нагрева следующей эмпирической зависимостью:  $D = 2,6 \cdot 10^3 / 0,24 V_n \cdot \exp(-10500/T)$ , мкм, где  $D$  — средний размер  $\beta$ -зерен в мкм;  $V_n$  — скорость нагрева,  $^\circ\text{C}/\text{с}$ ;  $T$  — температура нагрева, К. Исходя из полученной зависимости были нагреты образцы по режимам, обеспечивающим получение  $\beta$ -зерен размером 20, 40, 60, 90 мкм. Для обеспечения равновесного фазового состава образцы отжигали в печи при температуре  $825^\circ\text{C}$ . Отожженные образцы нагревали со скоро-

стью  $50^{\circ}\text{C}/\text{с}$  до температур  $800\text{--}925^{\circ}\text{C}$ , закаливали в воде и подвергали старению при температуре  $560^{\circ}\text{C}$  в течение 0,5 часа.

Если полученные результаты представить в координатах временное сопротивление на разрыв – логарифм среднего размера зерен (рисунок 6), то при условии одинаковых значений относительного удлинения и относительного сужения получаем линейную зависимость временного сопротивления на разрыв от логарифма среднего размера зерен. Исходя из полученных зависимостей, можно сформулировать требования к исходной структуре и режимам термической обработки титанового сплава ВТ23.

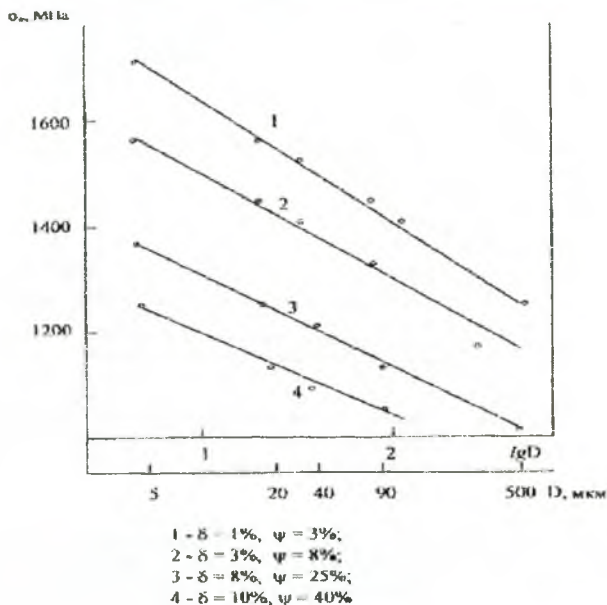


Рис. 6. Зависимость предельных значений временного сопротивления на разрыв от размера  $\beta$ -зерен при заданных значениях пластичности.

#### Список литературы

1. Б.А. Калачев, В.А. Ливанов, А.А. Буханова. Механические свойства титана и его сплавов. М., "Металлургия", 1974, 543 с.
2. J. Albrecht, G. Lutjering. Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloys. Titanium 99: Science and Technology. St. Petersburg, 1999, v.1, s.363-382.
3. J.R. Wood. Recent Titanium Developments in the USA. Titanium 2003: Science and Technology. Hamburg, 2003, v.1, s.1-11.
4. А.И. Гордиенко, А.А. Шилко. Структурные и фазовые превращения в титановых сплавах при быстром нагреве. Мн., "Наука и техника", 1983, с.335.
5. А.А. Ильин. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. М., "Наука", 1994, с.304.