

Влияние модифицирования бором на рекристаллизационное поведение технически чистого титана при горячей деформации

Р. А. Гайсин[†], В. М. Имаев, Р. М. Имаев, Э. Р. Гайсина

[†]ramilgaisin@gmail.com

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Степана Халтурина 39, Уфа, 450001, Россия

В работе выполнено сравнительное исследование рекристаллизационного поведения при горячей деформации технически чистого титана VT1-0, модифицированного бором, в исходном литом состоянии и технически чистого титана VT1-0 в исходном литом и горячекатаном состояниях. Введение 0,2 вес. % бора при выплавке слитка приводит к формированию однородно распределенных коротких волокон моноборида титана (TiB), способствующих существенному измельчению литой структуры. Благодаря этому при комнатной температуре пластичность при сжатии литого модифицированного бором сплава оказалась выше пластичности литого технически чистого титана. При горячей деформации механическое поведение литого модифицированного бором сплава и горячекатаного VT1-0 схоже и существенно отличается от механического поведения VT1-0 с исходной литой структурой. Рекристаллизационное поведение сплавов изучали после деформации сжатием при $T=900, 800, 700$ и 600°C с помощью оптической микроскопии и EBSD-анализа. Установлено, что малые добавки бора, если сравнивать модифицированный бором сплав и VT1-0 с исходной литой структурой, способствуют более равномерной деформации и ускоренному развитию рекристаллизации при горячей деформации. Обнаружено, что подобная мелкозернистая структура формируется после горячей деформации литого модифицированного бором сплава и исходного горячекатаного VT1-0. При этом эффективнее всего динамическая рекристаллизация развивается при деформации в двухфазной ($\alpha+\beta$) области (900°C). Модифицирование бором в количестве $\sim 0,1$ вес. % может быть рекомендовано для деформируемых титановых сплавов с целью измельчения литой структуры, повышения пластичности и облегчения формирования однородной мелкозернистой структуры при горячей деформации.

Ключевые слова: технически чистый титан, модифицирование бором, рекристаллизация

Effect of boron addition on recrystallization behavior of commercially pure titanium subjected to hot compression

R.A. Gaisin, V.M. Imayev, R.M. Imayev, E.R. Gaisina

Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, 39 Khalturin St., Ufa, 450001, Russia

In the present work comparative investigation of recrystallization behavior of cast commercially pure titanium VT1-0 modified by boron and free of boron as well as of CP titanium VT1-0 in wrought condition has been performed after hot compression. Boron additions during the melting process in an amount of 0,2 wt.% lead to formation of uniformly distributed TiB-whiskers, which provided significant refinement of as-cast structure. At room temperature ductility of cast boron-modified alloy was higher than that of cast CP titanium. During hot compression mechanical behaviors of cast boron-modified alloy and wrought CP titanium were similar and considerably differed from the mechanical behavior of cast CP titanium. Recrystallization behavior was studied after hot compression at $T=900, 800, 700$ and 600°C using optical microscopy and EBSD analysis. It was revealed that the boron addition promoted more uniform strain development and accelerated recrystallization during hot compression in the cast CP titanium modified by boron as compared with the CP titanium free of boron. Similar fine-grained structure formed during hot working of cast boron-modified alloy and wrought VT1-0. The most effective dynamic recrystallization of investigated alloys occurred during deformation in the ($\alpha+\beta$)-phase field (900°C). Trace additions of boron in an amount of $\sim 0,1$ wt.% can be recommended for wrought titanium alloys to refine as-cast microstructure and facilitate obtaining of uniform fine-grained structure during hot working.

Keywords: commercially pure titanium, boron addition, recrystallization

Введение

Известно, что из-за особенностей технологии выплавки титановые сплавы в литом состоянии характеризуются грубозернистостью [1]. Для получения мелко- или ультрамелкозернистой структуры и повышения механических свойств титановых сплавов применяют горячую, теплую или холодную пластическую деформацию, причем степень деформации, требуемая для получения рекристаллизованной микроструктуры с преимущественно большеугловыми границами зерен, возрастает с понижением температуры деформационной обработки, что многократно увеличивает стоимость конечного полуфабриката или детали [2,3]. Для сокращения числа деформационных переделов и объема механической обработки деформированных полуфабрикатов представляет интерес идея модифицирования титановых сплавов бором в количестве $\sim 0,1$ вес.%. Известно, что добавление бора ведет к образованию в процессе литья коротких волокон/частиц моноборида титана (TiB), которые способствуют измельчению литой структуры [4–7].

Цель настоящей работы — исследование влияния модифицирования бором на рекристаллизационное поведение технически чистого титана (сплава VT1-0) при горячей деформации сжатием. В работе представлены данные о развитии рекристаллизации в литом сплаве VT1-0, в литом VT1-0, модифицированном бором, а также в VT1-0 в горячекатаном состоянии.

Материал и методика эксперимента

В качестве исходных материалов были выбраны технически чистый титан VT1-0 в виде горячекатаного прутка $\varnothing 20$ мм и в виде слитка, а также слиток сплава VT1-0-0,2B (далее VT1-0-0,2B). Слитки сплавов весом около 100 грамм были выплавлены аргоно-дуговым методом на лабораторной плавильной установке.

Температуру полиморфного превращения полученных сплавов оценивали на основе закалочных экспериментов. Для этого образцы небольшого сечения нагревали до температур в интервале $T=870\text{—}920^\circ\text{C}$ через каждые 10° , выдерживали 15 минут и закаляли в воду, после чего металлографически оценивали структуру. Температуру полиморфного превращения оценивали по появлению крупных β -зерен в закаленной структуре.

Механические испытания на сжатие проводили при температурах $T=20$ и $600\text{—}900^\circ\text{C}$ с начальной скоростью $\dot{\epsilon}=10^{-3}\text{c}^{-1}$ на испытательной машине Schenck Trebel RMS-100. При комнатной температуре деформацию проводили до начала разрушения образца, при повышенных температурах — на одинаковую степень деформации $\epsilon=60\%$. Истинное напряжение рассчитывали из условия равномерного увеличения поперечного сечения образца в процессе сжатия. Образцы, деформированные при повышенных температурах, разрезали пополам вдоль направления приложения нагрузки и изучали микроструктуру центральной части полученного сечения.

Микроструктуру исследовали на сканирующем элек-

тронном микроскопе Mira-3 Tescan. Использовали метод автоматического анализа картин дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD-анализ) с шагом сканирования от 0,2 до 1 мкм. Оценивая долю большеугловых границ зерен (БУГ), принимали во внимание границы с разориентировкой более 15° .

Результаты и обсуждение

На рис.1 представлена исходная макроструктура литых сплавов VT1-0 и VT1-0-0,2B. Введение бора приводит к образованию однородно распределенных коротких волокон TiB длиной до 100 мкм, расположенных преимущественно по границам β -зерен и способствующих существенному измельчению литой структуры. Видно, что размер бывших β -зерен в литом VT1-0 составляет $d\sim 1$ мм, в то время как в модифицированном сплаве — ~ 100 мкм. Исходная микроструктура горячекатаного сплава, как обычно, характеризуется относительно мелкозернистой преимущественно равноосной структурой со средним размером зерен $d\sim 17$ мкм.

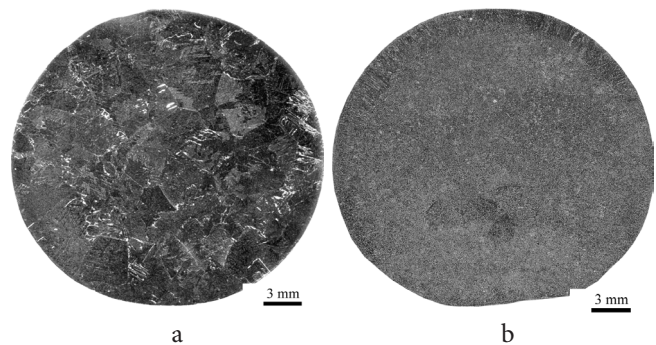


Рис. 1. Макроструктура слитков сплавов (a) VT1-0 и (b) VT1-0-0,2B.
Fig. 1. Macrostructures of as-cast (a) VT1-0 and (b) VT1-0-0,2B alloys.

Температура полиморфного превращения составила $T_{\text{пр}}=920^\circ\text{C}$ для обоих сплавов. Отсутствие влияния малых добавок бора на температуру полиморфного превращения отмечалось ранее для сплава Ti-6Al-4V [8].

Испытания на сжатие показали, что кривые напряжение-деформация модифицированного бором литого сплава и горячекатаного сплава VT1-0 близки между собой и заметно отличаются от кривых литого сплава VT1-0 (рис.2). Так, при комнатной температуре пластичность модифицированного и горячекатаного сплавов оказалась выше пластичности исходного литого VT1-0. В первом случае образцы не разрушились после деформации сжатием на $\epsilon=60\%$, в то время как образцы последнего разрушились по достижении $\epsilon=36\%$. Улучшение деформируемости в литом состоянии в результате модифицирования бором обусловлено измельчением исходной литой структуры в присутствии боридов, что отмечалось ранее при изучении титановых сплавов [4].

Изучение центрального сечения деформированных сжатием образцов обнаружило, что деформация и, соответственно, рекристаллизационные процессы развивались в модифицированном и горячекатаном спла-

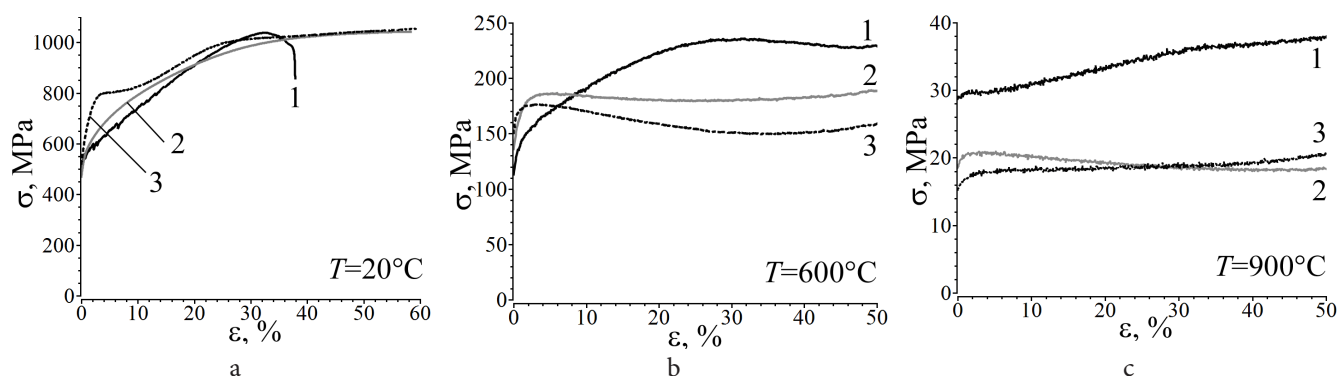


Рис. 2. Зависимости истинного напряжения течения σ от деформации ε , построенные по результатам испытаний на сжатие при (а) комнатной и (б-с) повышенных температурах: 1 – VT1-0 (исходное литое состояние), 2 – VT1-0-0,2B (исходное литое состояние), 3 – VT1-0 (исходное горячекатаное состояние).

Fig. 2. True stress-strain dependencies obtained as a result of compression tests carried out at (a) room and (b-c) elevated temperatures: 1 – VT1-0 (initial cast condition), 2 – VT1-0-0,2B (initial cast condition), 3 – VT1-0 (initial wrought condition).

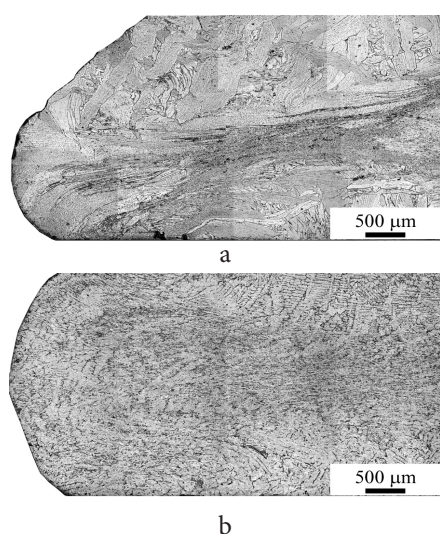


Рис. 3. Макроструктура центрального сечения образцов, деформированных сжатием при $T=900^{\circ}\text{C}$: (а) VT1-0, (б) VT1-0-0,2B; исходное состояние обоих сплавов – литое.

Fig. 3. Macrostructures of central sections of the specimens strained at $T=900^{\circ}\text{C}$: (a) VT1-0, (b) VT1-0-0,2B, initial cast conditions.

вах намного интенсивнее и однороднее, чем в случае исходного литого VT1-0 (рис.3). На рис.4 представлена микроструктура центральной части деформированных при $T=900^{\circ}\text{C}$ образцов сплавов, а на рис.5 — зависимости доли большеугловых границ зерен и среднего размера рекристаллизованных зерен от температуры деформации. В модифицированном и горячекатаном сплавах рекристаллизация при горячей деформации развивается равномерно, что приводит к формированию однородной мелкозернистой микроструктуры в центре деформированного образца. В литом VT1-0 развитие рекристаллизации происходит локализованно в виде полос, а деформация приводит в основном к изменению геометрической формы зерен. При $T=800-600^{\circ}\text{C}$ указанные тенденции сохраняются: намного более однородное развитие деформации и рекристаллизации в модифицированном и горячекатаном сплавах обеспечивает существенно больший объем рекристаллизованных зерен, чем в VT1-0 с исходной литой структурой. Измерения спектров разориентировок границ зерен, выполненные с помощью EBSD-анализа, показали, что доля большеугловых границ зерен в модифицированном и горячекатаном сплавах близка, в то время как в VT1-0

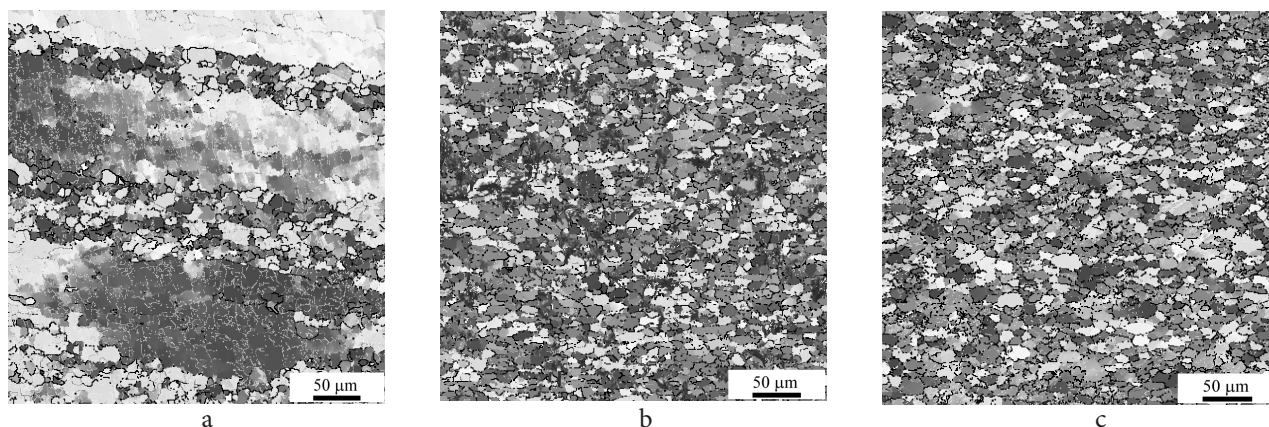


Рис. 4. Микроструктура центральной части образцов сплавов после деформации сжатием при $T=900^{\circ}\text{C}$ (а) VT1-0 (исходное литое состояние), (б) VT1-0-0,2B (исходное литое состояние), (с) VT1-0 (исходное горячекатаное состояние).

Fig. 4. Microstructure of central parts of the specimens strained at $T=900^{\circ}\text{C}$: (a) VT1-0 (initial cast condition), (b) VT1-0-0,2B (initial cast condition); (c) VT1-0 (initial wrought condition).

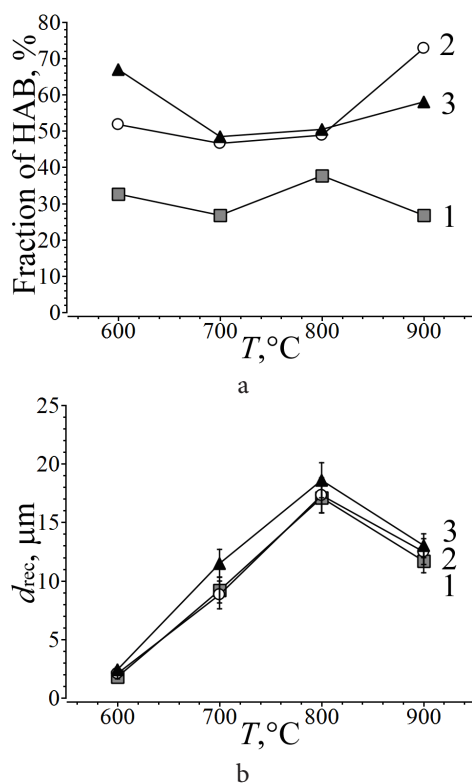


Рис. 5. Зависимости (а) доли большеугловых границ зерен (fraction of HAB) и (б) среднего размера рекристаллизованных зерен d_{rec} от температуры деформации: 1 – VT1-0 (исходное литое состояние), 2 – VT1-0-0,2B (исходное литое состояние), 3 – VT1-0 (исходное горячекатаное состояние).

Fig. 5. Temperature dependencies of (a) the fraction of high-angle boundaries (HAB) and (b) the mean size of recrystallized grains d_{rec} : 1 – VT1-0 (initial cast condition), 2 – VT1-0-0,2B (initial cast condition), 3 – VT1-0 (initial wrought condition).

с исходной литой структурой она оказалась существенно меньше при всех температурах деформации (рис.5а).

В совокупности полученные данные свидетельствуют о том, что основными процессами, сопровождающими горячую деформацию модифицированного бором и горячекатаного VT1-0, являются прерывистая динамическая рекристаллизация и динамический возврат. Объемная доля рекристаллизованных зерен при этом уменьшается с понижением температуры деформации от 900 до 600°C, однако даже при 600°C она остается значительной. Основными процессами, сопровождающими горячую деформацию литого VT1-0, являются изменение геометрической формы зерен и динамический возврат, в то время как процессы рекристаллизации развиваются локализованно в виде полос, объемная доля которых уменьшается с понижением температуры деформации и составляет менее 5% при 600°C.

Интересно отметить, что размер рекристаллизованных зерен меняется немонотонно в зависимости от температуры деформации (рис.5б). Измерения, выполненные на основе EBSD-анализа, показали, что средний размер рекристаллизованных зерен сначала возрастает с понижением температуры деформации от T=900 до 800°C, а затем уменьшается при T=700 и 600°C. Полученный эффект можно объяснить тем, что T=900°C соот-

ветствует двухфазной ($\alpha+\beta$) — области ($T_{\text{пп}}=890-900^\circ\text{C}$), что ограничивает рост рекристаллизованных зерен в процессе деформации, в то время как T=800°C и ниже соответствует полностью однофазной α -области.

Таким образом, добавки в технически чистый титан бора в количестве 0,2 вес. %, образующего моноборид титана, ведут к существенному измельчению литой структуры и значительному ускорению протекания процессов динамической рекристаллизации в сравнении с литым VT1-0. Поэтому модифицирование бором в количестве ~0,1 вес. % может существенно упростить получение прутков, слэбов и удешевить в целом процесс изготовления мелко- и ультрамелкозернистых полуфабрикатов из технически чистого титана.

Заключение

1. Введение 0,2 вес.% бора в сплав VT1-0 приводит к образованию коротких однородно распределенных волокон моноборида титана (TiB), которые способствуют существенному (в десятки раз) уменьшению размера бывших β -зерен в литом состоянии. При комнатной температуре это приводит к заметному росту пластичности на сжатие по сравнению с литым сплавом VT1-0. При повышенных температурах механическое поведение VT1-0-0,2B и горячекатаного VT1-0 схоже и существенно отличается от поведения VT1-0 с исходной литой структурой.

2. Рекристаллизационное поведение модифицированного и горячекатаного сплавов в интервале температур деформации T=600—900°C примерно схоже и существенно отличается от поведения литого VT1-0, в котором рекристаллизация развивается слабо и локализованно. Обнаружено, что наиболее эффективное развитие динамической рекристаллизации, обеспечивающее максимальный рекристаллизованный объем и средний размер рекристаллизованных зерен около 10 мкм, обеспечивается при горячей деформации модифицированного и горячекатаного сплавов в двухфазной ($\alpha+\beta$) — области (при T=900°C).

3. Малые добавки бора способствуют более равномерной деформации и ускоренному развитию рекристаллизации при горячей деформации, что может существенно упростить получение микро- и ультрамелкозернистых полуфабрикатов из технически чистого титана, поскольку появляется возможность сократить или исключить обычно применяемый для измельчения литой структуры деформационный передел в β -области. Модифицирование бором в количестве ~0,1 вес.% может быть рекомендовано для всех деформируемых титановых сплавов.

Литература / References

1. A.A. Il'in, B.A. Kolachev, I.S. Pol'kin. Titanium alloys. M. VILS-MATI. (2009) 519 p. (in Russian) [А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Польшкин. Титановые сплавы. М. ВИЛС-МАТИ. (2009) 519 с.]

2. S. V. Zherebtsov, G. A. Salishchev, R. M. Galeev, O. R. Valiakhmetov, S. Yu. Mironov, S. L. Semiatin. *Scripta Mater.* **51**, 1147—1151 (2004).
3. S. P. Malysheva. *Letters on Materials.* **4** (1), 49—51 (2014). (in Russian) [С. П. Малышева. *Письма о материалах.* **4** (1), 49—51 (2014).]
4. R. Srinivasan, D. Miracle, S. Tamirisakandala. *Mater Sci Eng: A.* **487**, 541—551 (2008).
5. S. Roy, A. Sarkar, S. Suwas. *Mater Sci Eng: A.* **528**, 449—458 (2010).
6. S. Roy, S. Suwas. *Journal of Alloys and Compounds.* **548**, 110—125 (2013).
7. R. A. Gaisin, V. M. Imaev, R. M. Imaev, E. R. Gaisina. *Physics of Metals and Metallography.* **114** (4), 339—347 (2013). (in Russian). [Р. А. Гайсин, В. М. Имаев, Р. М. Имаев, Э. Р. Гайсина. *Физика металлов и металловедение.* **114** (4), 339—347 (2013).]
8. S. Roy, V. Tungala, S. Suwas. *Metal and Mater Trans A.* **42**, 2535—2541 (2011).