

Влияние микроструктуры на ударную вязкость твердофазных соединений сварных образцов из титанового сплава ВТ6

Мухаметрахимов М.Х.

msia@mail.ru

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

Изучены механические свойства при испытаниях на ударный изгиб образцов наноструктурного (НС) и микрокристаллического (МК) титанового сплава ВТ6 после сварки давлением (СД) в интервале температур с 600°C до 900°C. Показано, что увеличение температуры сварки приводит к повышению ударной вязкости твердофазных соединений. Проведенные исследования выявили взаимосвязь между величиной ударной вязкости, микроструктурой и строением излома в зоне соединения.

Ключевые слова: титановый сплав, наноструктура, твердофазное соединение, сварка давлением.

Microstructure influence on the impact toughness of solid-phases welded compounds of titanium alloy VT6 samples

M.Kh. Mukhametrakhimov

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

Mechanical properties of nanostructure (NS) and microcrystalline (MS) VT6 titanium alloy specimens after pressure welding at the range temperature from 600°C to 900°C are studied. It is shown, that temperature raise of pressure welding results in increasing of the solid-phase joint impact toughness. The tests performed reveal apparent interrelationship between impact microstrength and fracture pattern and structure in the bond zone.

Keywords: titanium alloy, nanostructure, solid phase welding, pressure welding.

1. Введение

Известно [1,2], что в условиях сварки давлением обеспечивается получение твердофазного соединения (ТФС) с высокими механическими свойствами, приближающимися к свойствам основного металла. Однако специфической особенностью сварки в твердом состоянии титана и его сплавов, соединенных с небольшой макропластической деформацией, является пониженная ударная вязкость ТФС при отсутствии в стыке оптически видимых дефектов [3,4,5,6,7].

В представленной работе рассмотрено исследование строения изломов твердофазных соединений сварных образцов на различных стадиях формирования соединения из титанового сплава ВТ6.

заготовки сплава имели микрокристаллическую (МК) структуру со средним размером зерен 2—3 мкм (рис.1а).

В результате всестороннейковки исходных заготовок в них была сформирована наноструктура (НС) со средним размером зерен около 0,1—0,2 мкм [8] (рис.1б). Для получения соединений с различным уровнем ударной вязкости сваривали заготовки из исследуемого титанового сплава ВТ6 в температурном интервале 600...900°C. Сварку давлением осуществляли в специальной оснастке за счет термонатяга в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16 — ИЗ-УХЛЧ.1 при остаточном давлении воздуха $2,0 \times 10^{-3}$ Па.

Испытания проводили на ударный изгиб на маятниковом копре RPSW 150/300 фирмы «SCHENCK TREBEL». Фрактографические исследования осуществляли с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-840.

2. Материал и методика исследования

Материалом для исследования был выбран промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 стандартного химического состава по ГОСТ 19807—91. Исходные

3. Результаты и их обсуждение

Для проведения испытаний на ударный изгиб из объемных сварных заготовок ВТ6 вырезали образцы по ГОСТ 9454—84.

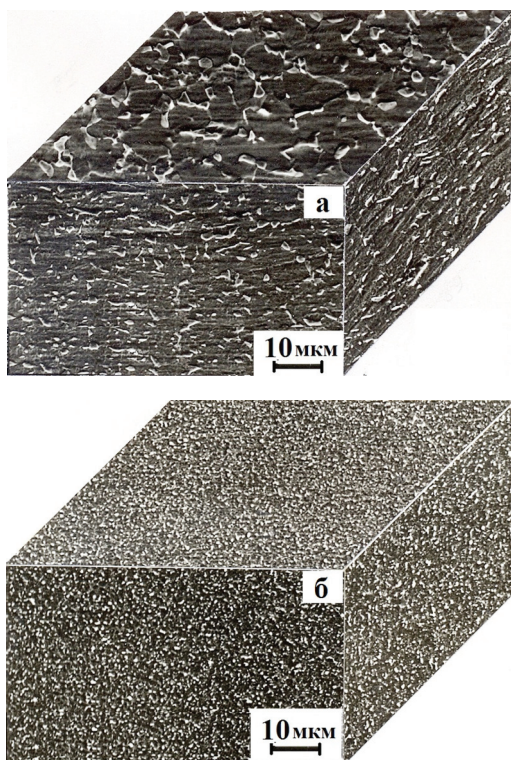


Рис. 1. Микроструктура исследуемого сплава ВТ6: (а) МК и (б) НС.

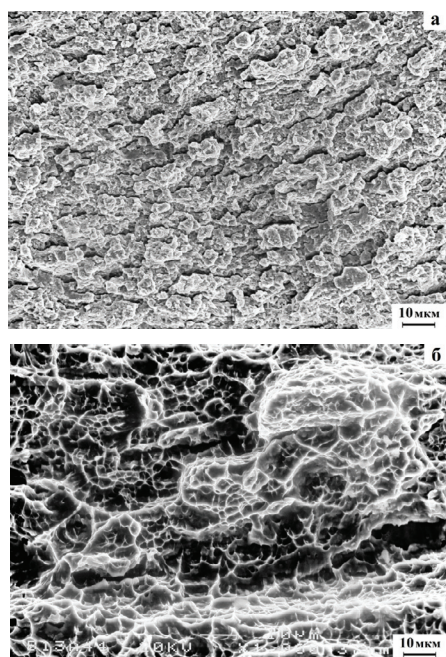


Рис. 2. Фрактограммы поверхности разрушения монолитных образцов: (а) НС и (б) МК сплава ВТ6.

На рис.2 показаны фрактограммы поверхности разрушения монолитных образцов (свидетели): а) НС и б) МК сплава ВТ6.

Анализ изломов монолитных образцов в исходном НС состоянии показал, что структурные составляющие более мелкие, неоднородные. Структура более мелкодисперсная и разрушение хрупкое без видимых следов пластической деформации (рис.2а) в сравнении со струк-

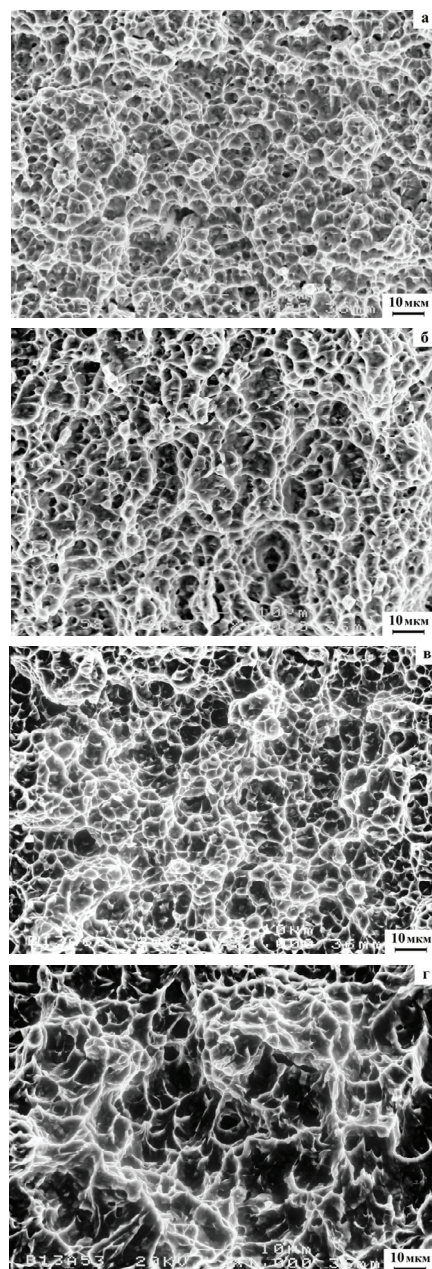


Рис. 3. Фрактограммы поверхности разрушения монолитных образцов НС сплава ВТ6 после термообработки при (а) 700°C, (б) 750°C, (в) 800°C и (г) 900°C (x1000).

турой изломов образцов в исходном МК состоянии (рис.2б). Поверхность излома имеет характерный блеск. При микрофрактографических исследованиях видны ярко выраженные транскристаллитные фасетки скола. Для сравнительного анализа свойств материала испытывали монолитные образцы из ВТ6, которые подвергались тем же условиям термообработки, что и сварные образцы, начиная от 600 до 900оС.

Как видим, при термообработке ВТ6, с увеличением температуры от 600 до 900оС, характер разрушения образцов НС сплава излом практически вязкий, отсутствуют следы хрупкого разрушения, поверхность излома матовая и имеет волокнистое строение с характерными ямками (рис.3а-г).

После СД т.е. в условиях диффузионной сварки, электронно-фрактографический анализ выявил, что при-

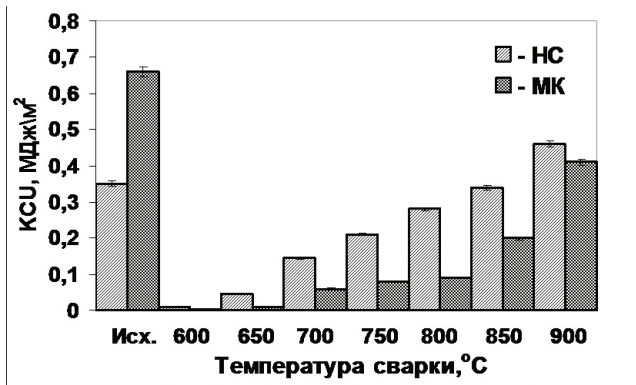


Рис. 4. Ударная вязкость монолитных и после сварки давлением HC и МК образцов из титанового сплава BT6.

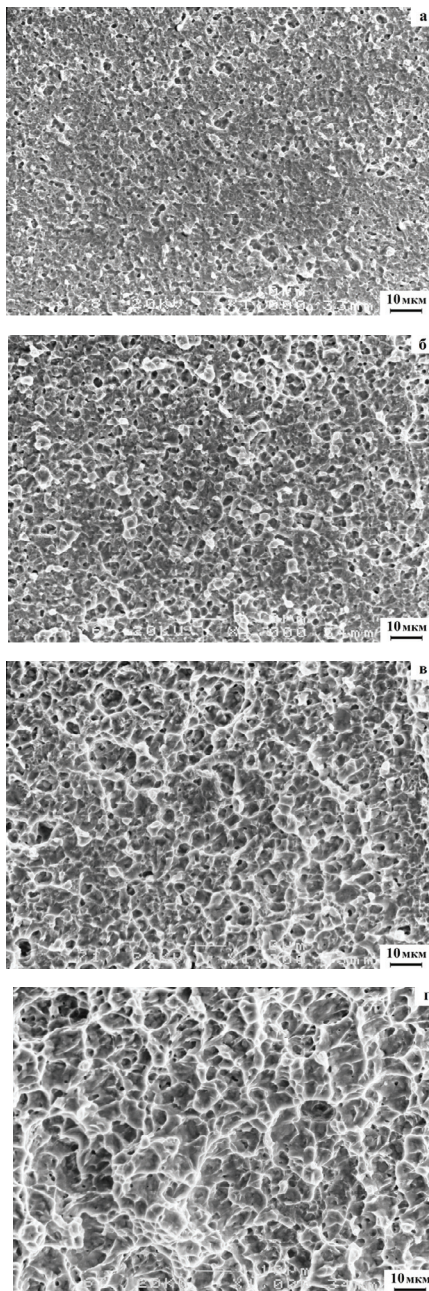


Рис. 5. Фрактограммы поверхности разрушения образцов HC сплава BT6 после СД: (а) 650°C; (б) 700°C; (в) 750°C; (г) 800°C (x1000).

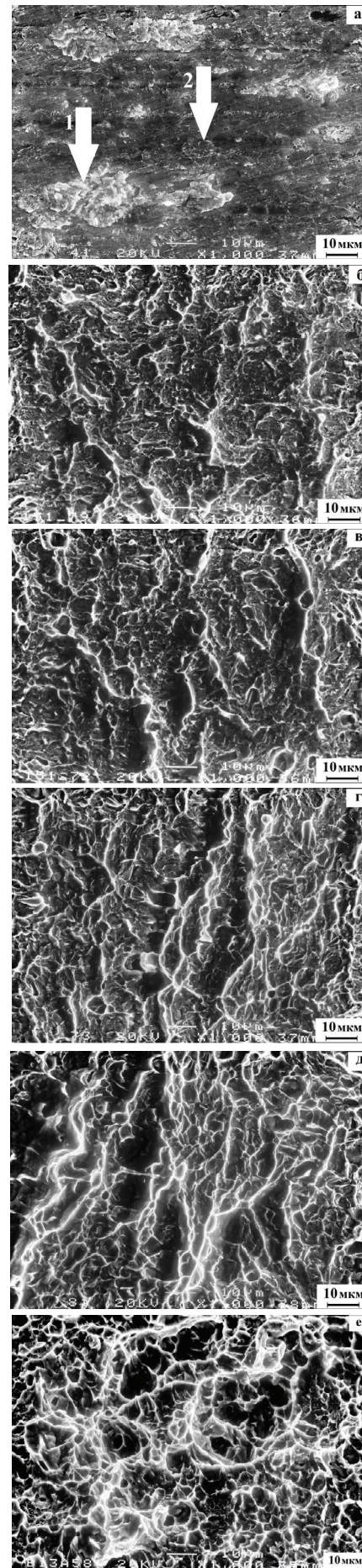


Рис. 6. Фрактограммы поверхности разрушения образцов МК сплава BT6 после СД: (а) 650°C, (б) 700°C, (в) 750°C, (г) 800°C, (д) 850°C и (е) 900°C (x1000).

температуре 600°C поверхность разрушения образцов остается плоской с ярко выраженными следами рельефа от механической обработки, что указывает на незавершенность процесса образования ТФС, и ударная вязкость составила 0,02 МДж/м², что по техническим условиям ($KCU = 0,3$ МДж/м²) ниже свойств, установленных для титанового сплава ВТ6. На рис.4 показано изменение ударной вязкости соединений сплава ВТ6 с НС и МК структурой в зависимости от температуры СД.

С увеличением температуры СД до 650°C осмотр изломов ударных образцов показал ямочное строение поверхности разрушения и значительную неоднородность в распределении ямок (рис.5а).

После СД при температуре 700°C в изломе соединенных образцов четко выявляются центры активного адгезионного схватывания (рис.5б).

При дальнейшем повышении температуры СД возможно достижение качественного соединения с ударной вязкостью, приближенной к показателям для основного металла (см. рис.4).

Таким образом, увеличение температуры СД начиная с 600°C до 900°C повышает ударную вязкость сварных образцов из НС титанового сплава ВТ6.

Результаты фрактографических исследований сварных образцов МК структурой сплава ВТ6 приведены на рис.6 после испытаний на ударный изгиб. Как мы видим, при температуре СД 650°C на поверхности разрушенных образцов в зоне ТФС присутствуют остатки нерастворенной оксидной пленки (стрелка 1 на рис.6а) и видны участки адгезионного схватывания по границам β -фазы (стрелка 2 на рис.6а). Это согласуется с наблюдаемой картиной разрушения сварных соединений. Увеличение температуры СД до 750°C приводит к формированию в зоне соединения отдельных очагов взаимодействия между соединяемыми поверхностями (рис.6б). И только с повышением температуры СД от 800 до 900°C происходит формирование полноценного соединения (рис.6в- е). Разрушение соединения происходит по механизму квазискола, переходящего по мере увеличения температуры СД в слияние микропустот, что приводит к появлению на поверхности излома вяз-

кой составляющей и поверхность излома состоит из относительно равноосных «чашечек» различных размеров и глубины.

Видно, что поверхность изломов образцов как с НС, так и с МК структурой имеет ямочный тип, что свидетельствует о вязком характере разрушения в обоих случаях. Размер ямок в изломах как НС, так и МК сплаве коррелирует с размерами структурных составляющих в образцах. Значения ударной вязкости образцов для обоих состояний сплава с повышением температуры СД близки и находятся в пределах требований к авиационным титановым сплавам (KCU более 0,3).

Таким образом, проведенные исследования выявили четкую взаимосвязь между величиной ударной вязкости, строением излома и микроструктурой в зоне соединения.

Литература

1. O. A. Kaibyshev, R. Ya. Lutfullin, V. K. Berdin. *Acta metallurgica*. 42, 2609 (1994).
2. A. A. Gelman, K. D. Anurev, N. M. Semenova, L. M. Zaitseva. *Welding Fabrication*. 10, 16 (1985). (in Russian) [A. A. Гельман, К. Д. Анурьев, Н. М. Семенова, Л. М. Зайцева. *Сварочное производство*. 10, 16 (1985).]
3. M. Kh. Mukhametrakhimov, R. Ya. Lutfullin. In: *Current Status of Theory and Practice of Superplasticity in Materials*. Ufa: Gilem. (2000) 118 p. (in Russian)
4. M. Kh. Mukhametrakhimov, R. Ya. Lutfullin. *Deformation and Fracture of Materials*. 10, 38 (2008). (in Russian)
5. M. Kh. Mukhametrakhimov. *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2 (31), 174 (2012).
6. M. Kh. Mukhametrakhimov. *Rev. Adv. Mater. Sci.* 3 (25), 273 (2010).
7. R. Ya. Lutfullin, M. Kh. Mukhametrakhimov. *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2 (25), 142 (2010).
8. O. A. Kaibyshev, G. A. Salishchev, R. M. Galeev, R. Ya. Lutfullin, O. R. Valiakhmetov. *Patent PCT/US97/18642, WO 9817836, 30.04.1998.*