

Список литературы

1. Бонч-Бруевич В.Л., Тябликов С.В. Метод функций Грина в статистической механике. М.: Физматгиз, 1961, 312с.
2. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теория упругости. М.: Наука, 1987, 248с.
3. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Статистическая физика. Т.1. М.: Наука, 1976, 584с.
4. Маслов В.П. Асимптотические методы и теория возмущений. М.: Наука, 1988, 312с.
5. Мороз Т.А. Влияние сильных флуктуаций показателя преломления среды на статистические свойства морской реверберации. – Тезисы докладов VII Всесоюзного симпозиума «Методы представления и аппаратный анализ случайных процессов и полей». Ленинград, 1974, с.159-164.
6. Рытов С.М., Кравцов Ю.А., Татарский В.И. Введение в статистическую радиофизику. Т. II. Случайные поля. – М.: Наука, 1978, 464с.
7. Финкельберг В.М. Распространение волн в случайной среде. Метод корреляционных функций. – Журн. эксп. и теор. физики, 1967, т.53, в. 1 (7), с. 401-416.
8. Фейнман Р., Хибс А. Квантовая механика и интегралы по траекториям. М.: Мир, 1968, 382с.
9. Ford, C. The Dependence of Shear Failure Properties of Trabecular Bone on Apparent Density and Trabecular Orientation // Journal of Biomechanics. 1996, vol. 29(10), p.1309- 1317.
10. Frish, U. Wave propagation in random media. Probability methods in applied mathematics, vol. 1 (A.T. Bharucha-Reid, ed.). – Academic, New York, 1968, p.75-198.
11. Hamiel, Y., Lyakhovsky, V., Agnon, A.. Coupled evolution of damage and porosity in poroelastic media: theory and applications to deformation of porous rocks // Geophys. J. Int. 2004, vol.156, p.701-713
12. Valanis, K.C. A theory of damage in brittle materials // Eng. Fract.Mech. 1990, vol.36, p.403-416.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБЛАСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СМК СТРУКТУРЫ И ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА ВТ6

Мухаметрахимов М. Х., Лутфуллин Р. Я.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа,
MSIA@mail.ru*

В последнее десятилетие большой интерес вызывают материалы с размером зерен в десятые и сотые доли микрометра, что связано с их уникальными физико-механическими свойствами. В частности, эти материалы имеют весьма высокие значения прочностных характеристик при комнатной температуре и пластичности при повышенных температурах [1–5]. К нанокристаллическим (НК) и субмикроструктурным (СМК) материалам, согласно терминологии, принятой международным журналом “Наноструктурные материалы”, относят, соответственно, кристаллические материалы со средним размером зерен менее 0,1 и 1 мкм.

Согласно исследованиям [6, 7, 8, 9–11], стабильность мелкозернистой микроструктуры в двухфазной области является одним из важнейших факторов, обуславливающих структурную сверхпластичность титановых сплавов.

Основная проблема, возникающая при обработке этих перспективных материалов, связана с нестабильностью исходного структурного состояния. Это обстоятельство накладывает существенные ограничения на температурно-временные параметры процес-

са обработки, которые должны минимизировать рост зерен и деградацию субмикроструктурного состояния.

В этой связи достижение высоких механических свойств соединения зависящее как от температуры, так и от структурного состояния обрабатываемого сплава, в силу недостаточности экспериментальных результатов, представляется интересной металлургической задачей.

Материал и методика исследования

Материалом для исследования был выбран промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 системы Ti-Al-V стандартного химического состава по ГОСТ 19807-91. Сплав с субмикроструктурной структурой был получен деформационно-термической обработкой сплава ВТ6 соответствующего единому номеру плавки и партии изготовления исходного полуфабриката металлургическим заводом-изготовителем - ВСМПО.

Тонкие фольги исследовали в просвечивающем электронном микроскопе JEM-2000 EX с ускоряющим напряжением 200 кВ.

Размер субмикроструктурных зерен измеряли методом секущих по электронно-микроскопическим фотографиям тонких фольг, исследованных с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM - 2000 EX.

Механические свойства исследуемого сплава и после вакуумного отжига определяли растяжением при комнатной температуре не менее 3-х образцов. Использовали испытательную машину фирмы «Инстрон» модели 1185.

Металлографический анализ СМК структуры. Микроструктура сплава ВТ6 в исходном состоянии представлена на рис. 1. В исходном состоянии в СМК структуре присутствует большое количество дефектов.

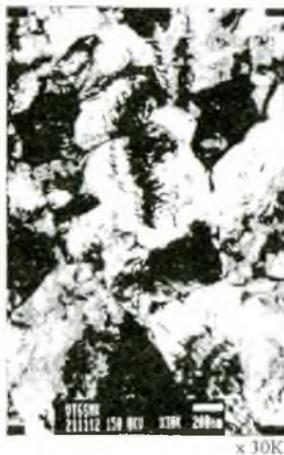
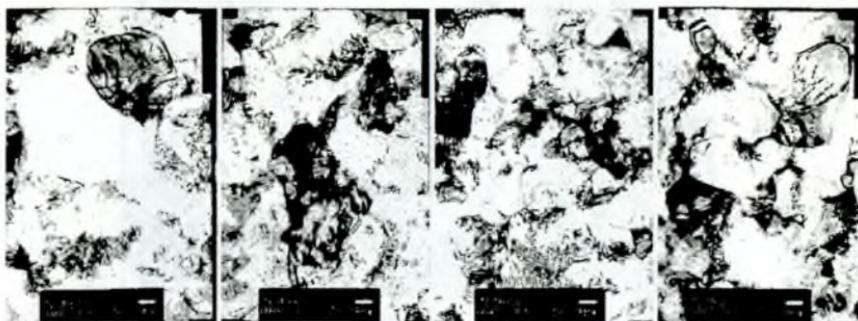


Рис. 1. Тонкая структура СМК сплава ВТ6 в исходном состоянии

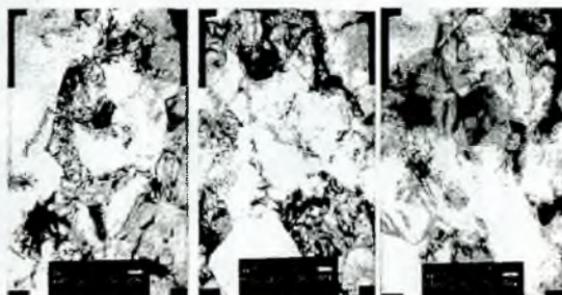
Границы зерен сильно искривлены и размыты, что характерно для СМК сплавов, полученных ИПД. Такая структура характеризуется высоким уровнем внутренних напряжений. Отсутствие полосчатого контраста на границах большинства зерен и межфазных границах, а также наличие контуров экстинкции внутри этих зерен свидетельствует о неравновесности их границ. Средний размер зерен в СМК состоянии составляет $(0,24 \pm 0,07)$ мкм.

Эволюция структуры сплава ВТ6 в СМК состоянии в результате отжига при $T = 550^\circ\text{C}$ представлена на рис. 2. После вакуумного отжига при $T = 550^\circ\text{C}$ наблюдаются следы контуров экстинкции на границах отдельных зерен. Это свидетельствует о том, что внутренние напряжения снимаются не полностью. В результате отжига происходит выстраивание отдельных дислокаций в стенки – процесс полигонизации. Полосчатый контраст на отдельных границах зерен после отжига в течение 300 минут свидетельствует о переходе этих границ в равновесное состояние. Размер зерен незначительно увеличивается и после 600 минут отжига составляет $(0,36 \pm 0,05)$ мкм.

На рис. 3. представлена эволюция структуры сплава ВТ6 в СМК состоянии, отожженного при температуре $T = 600^\circ\text{C}$ в течение 30; 60; 180; 300; 600 минут.



а) x 50К б) x 50К в) x 50К г) x 50К
 Рис. 2. Тонкая структура СМК сплава VT6 после отжига при $T = 550^{\circ}\text{C}$ в течение 30 (а); 60 (б), 300 (в) и 600 мин (г).



а) x 50К б) x 50К в) x 50К
 Рис. 3. Тонкая структура СМК сплава VT6 после отжига при $T = 600^{\circ}\text{C}$ в течение 30 (а), 60 (б) и 300 мин (в).

После отжига при $T = 600^{\circ}\text{C}$ сохранение контуров экстинкции свидетельствуют о наличии внутренних напряжений. Средний размер зерен практически не изменяется. Однако появляются отдельные границы с полосчатым контрастом.

На рис. 4. представлена эволюция структуры СМК сплава VT6 в результате отжига при температуре 650°C . После отжига при температуре 650°C наблюдаются интенсивные изменения, связанные с ростом зерен и состоянием границ зерен. Уже при 60 минутах наблюдается полосчатый контраст на электронно-микроскопических изображениях большинства границ зерен и межфазных границ, который свидетельствует о переходе большинства этих границ в равновесное состояние.

Остаточные напряжения после 300 минут полностью снимаются, о чем свидетельствует отсутствие контуров экстинкции внутри большинства зерен.

В результате отжига происходит резкое увеличение среднего размера зерен. Плотность дислокаций внутри зерен значительно снизилась. При этом границы зерен и межфазные границы находятся в равновесном состоянии.

Данные количественных измерений показывают, что в процессе отжига средний размер зерен СМК сплава увеличивается. Наиболее интенсивный рост зерен наблюдается в первые 60 минут отжига. В результате отжига при температурах 550, 600, 650°C СМК структура в сплаве сохраняется, а при 700°C после 600 минут СМК сплав выходит за пределы субмикроструктурности.

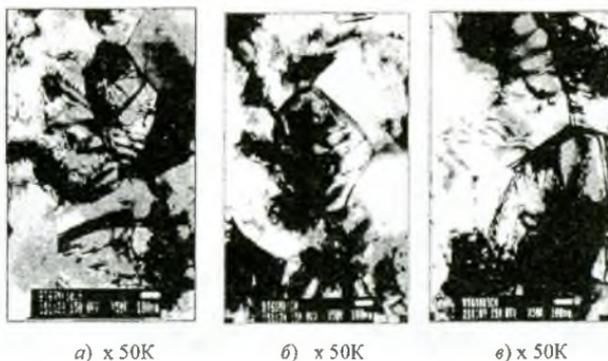


Рис. 4. Тонкая структура СМК сплава ВТ6 в результате отжига при температуре 650 °С 60 (а), 300 (б) и 600 мин (в).



Рис. 5. Тонкая структура СМК сплава ВТ6 после отжига при температуре 700°С 30 (а), 180 (б) и 600 мин (в).

Механические свойства исходных образцов после отжига при комнатной температуре. Для определения температурной области относительной стабильности СМК структуры сплава ВТ6 и для корректного сравнения прочностных свойств сплава с МК структурой образцы с СМК и МК структурой подвергали отжигу в вакууме при различных температурах.

Полученные результаты показывают, что в СМК состоянии сплав ВТ6 демонстрирует прочностные характеристики при комнатной температуре заметно более высокие, чем сплав с МК структурой. В СМК сплаве ВТ6 с размером зерен 0,2 мкм в сравнении с МК состоянием (размер зерен 1,77 мкм) σ_b возрастает на 22 % (1300 и 1011 МПа, соответственно). Отметим, что при примерно равных значениях относительного удлинения в обоих состояниях сплава величины относительного сужения заметно больше (рис. 6).

Это обстоятельство показывает, что достижение СМК состояния в сплаве позволяет реализовать рост прочности при одновременном повышении пластичности. Однако в СМК сплаве наблюдается резкое сокращение стадии равномерной деформации, что свидетельствует о склонности к быстрой локализации пластического течения в условиях действия растягивающих напряжений. Повышение температуры и длительности отжига приводит к более интенсивному снижению прочностных свойств в СМК сплаве, чем в МК состоянии (рис. 7).

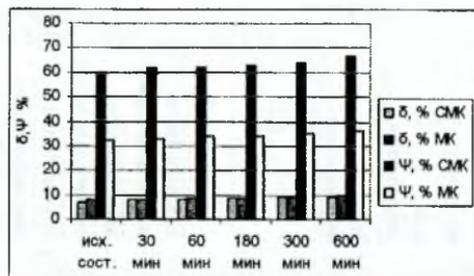


Рис. 6. Зависимость относительного удлинения и сужения сплава от времени отжига

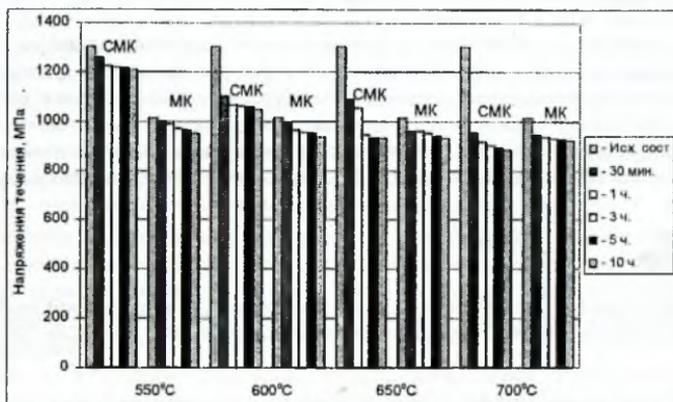


Рис. 7. Зависимость напряжения течения сплава от времени отжига при разных температурах

Примерно одинаковые по величине показатели прочности оба состояния сплава имеют при температуре отжига 700°C. Эти данные демонстрируют верхнюю границу температуры, до которой в сплаве ВТ6 реализуется преимущество СМК состояния. В то же время в отожженном МК сплаве существенное изменение прочностных и пластических характеристик отмечается также при температуре отжига 700°C.

Влияние вакуумного отжига на оптимальные температурно-скоростные условия проявления сверхпластичности при температуре 650°C. Проявление сверхпластичности в титановых сплавах, как и в других материалах, существенно зависит от размеров и формы зерен, их однородности, фазового состава и кристаллографической текстуры. Наиболее значительное влияние на характеристики СП в титановых сплавах оказывает величина зерна. Измельчением исходной микроструктуры можно добиться резкого увеличения пластичности, снижения напряжений течения и расширения температурного интервала сверхпластичности.

В данной работе было изучено влияние отжига на механические свойства при температурно-скоростных условиях проявления СП и установлены зависимости напряжений течения σ_T и коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения от времени отжига после 5% деформации при температуре 650°C при различных скоростях деформации, которые представлены на рис. 8.

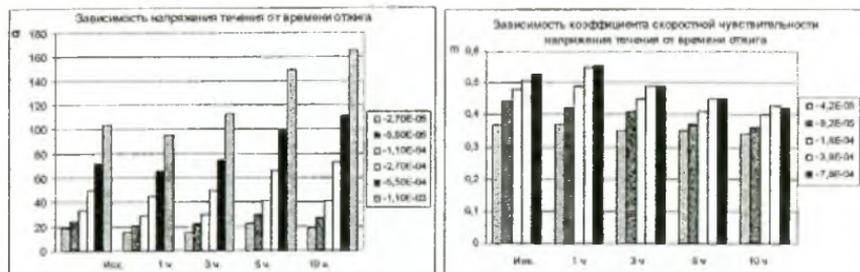


Рис. 8. Зависимость напряжений течения σ , и коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения от времени отжига после 5% деформации при температуре 650°C.

Снижение напряжений течения на первом этапе, по всей видимости, связано с рекристаллизацией, при которой происходит снижение плотности дислокаций ρ , а также с «размытием» металлографической текстуры, сформировавшейся во время получения СМК сплава. С увеличением времени отжига напряжения течения увеличиваются, и коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения монотонно падает и оптимум скоростного интервала СП смещается в сторону низких скоростей деформации.

Выводы

Таким образом, определена температурная область относительной стабильности СМК структуры сплава ВТ6, ограниченная температурой 650°C и временным параметром.

Список литературы

1. Gleiter H. // Progress Mater. Sci. 1989 V. 33. P. 223
2. Koch C.C., Cho Y.S. // NanoStructured Materials. 1992. V. 1. P. 207.
3. Ultrafine-grained materials prepared by severe plastic deformation / Ed. R.Z. Valiev // Annales de Chimie. Science des Materiaux. 1996. V.21. P.369.
4. Siegel R.W. – In: Proc. Of the NATO ASI, Mechanical properties of ultrafine-grained materials / Eds. M. Nastasi, D.M. Parkin, H. Glieter. – Dordrecht-Boston-London: Kluwer Head. Publ., 1993. V. 233. P. 509.
5. Морохов И.Д., Трусов Л.Д., Лаповок В.И. Физические явления в ультрадисперсных средах. – М.: Наука, 1984. 472 с.
6. Салищев Г.А. Эффект сверхпластичности двухфазных титановых сплавов. Автореф. дис... кан. тех. наук. 1978, 20 с. ДСП.
7. Lee G.D., Backofen W.A. Superplasticity in some titanium and zirconium alloys // Trans. AIME. 1967, v. 239, p. 1034-1040.
8. Елагина Л.А., Кудряшов В.П., Браиловская Б.Ф., Дуденко В.М. Технология легких сплавов, 1975, № 11, с. 30-39.
9. Салищев Г.А., Кайбышев О.А., Батыев А.Ш. и др. Технология легких сплавов, 1976, № 2, с. 60-65.
10. Охрименко Я.М., Смирнов О.М., Гусев Ю.В. и др. – В кн.: Теория и технология обработки металлов давлением М.: Металлургия, 1975, с.199-203.
11. Kaibyshev O.A. Superplasticity of alloys, intermetallics and ceramics. – Berlin, Springer-Verlag, 1992, p.317.