

УДК: 621.039.56

Моделирование структурообразования в титановом сплаве ВТ6 при изотермической ковке в программном комплексе Deform

Н. В. Лопатин^{1,a}, С. Н. Горбушина², И. П. Семенова², Г. С. Дьяконов²,
Е. А. Кудрявцев³, С. В. Выдумкина¹

¹ ФГУП ГНЦ РФ Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов,
Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17

² Уфимский государственный авиационный технический университет,
Россия, 450000, г. Уфа, ул. К. Маркса, д. 12

³ Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Россия, 308015, г. Белгород, ул. Победы, 85

E-mail: ^a omd@viam.ru

Получено 30 мая 2014 г.

В статье приводятся результаты моделирования эволюции структуры при изотермической деформации сплава ВТ6 в дулексном состоянии микроструктуры. С целью расчета процессов рекристаллизации, проходящих во вторичной α -фазе, была разработана модель рекристаллизации, основанная на дислокационном подходе к образованию зародышей рекристаллизации и последующего их роста. Процесс глобуляризации пластинчатой α -фазы был рассчитан при допущении о диффузионно-контролируемой миграции границ β -фазы обусловленного зернограницной диффузией ванадия. Адекватность модели была подтверждена результатами эксперимента.

Ключевые слова: изотермическая деформация, эволюция структуры, рекристаллизация, глобуляризация, титановый сплав ВТ6

Simulation of microstructure evolutions of VT6 alloy during isothermal forging using Deform software

N. V. Lopatin^{1,a}, S. N. Gorbushina², I. P. Semenova², G. S. Dyakonov², E. A. Kydriavchev³,
S. V. Vidumkina¹

¹ All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials, 17 Radio str., Moscow, 105005, Russia

² Ufa State Aviation Technical University, 12 K. Marx St., Ufa, 450000, Russia

³ Belgorod State National Research University, 85 Pobedy str., Belgorod, 308015, Russia

Abstract. — The article contains results of modeling of bi-modal microstructure evolution of VT6 alloy during isothermal forging. The model of recrystallization based on dislocation approach to nucleation and growth of nuclear was made to calculate recrystallization processes of the secondary alpha phase. The globularization process of lamellar alpha phase was calculated with assumption of diffusion-control migration of beta-phase boundary due to grain boundary diffusion of vanadium atom. The theoretical results were compared with experimental one.

Keywords: isothermal forging, microstructure evolution, recrystallization, globularization, titanium alloy VT6

Citation: *Computer Research and Modeling*, 2014, vol. 6, no. 6, pp. 975–982 (Russian).

Введение

Структурная чувствительность конструкционных и технологических свойств титановых сплавов, а также повышенные требования к качеству изделий авиационного назначения, обуславливают необходимость в получении регламентированной структуры сплавов в изделиях ответственного назначения [Хорев, 2013; Кашапов, Новак, Ночовная, 2013]. В связи с тем, что термическая обработка титановых сплавов не позволяет провести нормализацию структуры, то практически единственным доступным методом получения требуемого структурного состояния является термомеханическая обработка (ТМО) [Проходцева, Ерасов, Лаврова, 2012; Wua, Shi, Sha, 2013]. Выбор режимов и схем деформации при ТМО в современных экономических условиях должен быть проведен при условии минимальной трудоемкости процесса. При этом наиболее трудоемким процессом производства полуфабрикатов из титановых сплавов является процесс всестороннейковки, трудоемкость которого многократно возрастает при изготовлении полуфабрикатов с ультрамелкозернистой структурой [Лопатин, Сенкевич, Кудрявцев, 2014; Каблов, 2012]. Причиной высокой трудоемкости метода всестороннейковки является неоднородный характер распределения деформированного состояния в заготовке. Сокращение числа переходов за счет обеспечения равномерности деформированного состояния и требуемой деформации необходимой для проработки микроструктуры в заготовке является одним из путей увеличения производительности процесса [Оспенникова, Бубнов, Капитаненко, 2012; Каблов, Оспенникова, Ломберг, 2012]. Эти задачи можно решить с применением численных методов проектирования технологических процессовковки и штамповки, в том числе с использованием программного комплекса Deform.

Целью работы является разработка модели эволюции микроструктуры сплава ВТ6 для программного комплекса Deform для реализации сопряженного решения задач пластической деформации и эволюции микроструктуры при ковке.

Методы и процедуры

Методика проведения теоретических исследований

Механические свойства сплава ВТ6 неразрывно связаны с микроструктурным состоянием сплава [Lopatin, Diakonov, Pleshakova, 2011]. Морфология и размер зерен α -фазы определяет напряжение течения, величины деформационного и скоростного упрочнения [Lopatin, Salishchev, Galkin, 2011; Lopatin, Maradudina, Dyakonov, 2011]. Перед деформацией микроструктура изучаемого сплава состояла из первичной глобулярной α -фазы, пластинчатой α -фазы и пластинчатой β -фазы. Объемная доля β -фазы в изучаемом интервале температур не превышала 0.2 [Lopatin, 2012; Sergent, Zane, Fagin, 2008]. В этой связи, при построении реологической модели было принято допущение об отсутствии влияния β -фазы на реологию течения сплава. При условии неразрывного течения металла при пластической деформации составляющих микроструктуры напряжение течения сплава определяется как сумма произведений объемных долей и напряжения течения соответствующих структурных составляющих (уравнение 1.1).

$$\sigma_{\text{exp}} = X_{\text{Глоб.перв}} \sigma_{\text{Глоб.перв}} + (1 - X_{\text{Глоб.перв}} - X_{\text{Пласт}}) \sigma_{\text{Глоб.втор}} + X_{\text{Пласт}} \sigma_{\text{Пласт}}, \quad (1.1)$$

где σ_{exp} — напряжение течения сплава, $\sigma_{\text{Глоб.перв}}$ — напряжение течения глобулярной первичной α -фазы, $\sigma_{\text{Глоб.втор}}$ — напряжение течения глобулярной вторичной α -фазы, $\sigma_{\text{Пласт}}$ — напряжение течения пластичной вторичной α -фазы, $X_{\text{Глоб.перв}}$ — объемная доля первичной α -фазы, $X_{\text{Пласт}}$ — объемная доля вторичной пластинчатой α -фазы.

При температурах деформации сплава от 650 до 800 °С пластическая деформация может проходить за счет движения дислокаций, их аннигиляции и зернограничного проскальзывания.

Рассмотрим каждую структурную составляющую. Напряжение течения глобулярной первичной α -фазы и пластинчатой вторичной α -фаз определялось в соответствии с уравнениями дислокационного и зернограничного упрочнения (см. уравнение 2). В связи с тем, что расстояние между зернами первичной α -фазой были больше размера зерна вторичной α -фазы и размер зерна первичной α -фазы значительно превышало размер зерна вторичной глобулярной α -фазы, то влияние механизмов сверхпластической деформации течения первичной α -фазы материала не учитывался.

$$\sigma_{\text{дисл}} = \sqrt{3} \left(\alpha G b \sqrt{\rho} + \frac{K}{d^{1/2}} \right), \quad (1.2)$$

где $\alpha = 0.47$, G — модуль сдвига, b — вектор бургерса, K — параметр зернограничного упрочнения, d — размер первичной α -фазы (для расчета напряжения течения первичной α -фазы) или толщина пластин вторичной α -фазы (для расчета напряжения течения пластинчатой вторичной α -фазы), ρ — плотность дислокаций.

Вклад аннигиляции дислокаций при повышенных температурах определяли при помощи уравнения (1.3):

$$\rho = A \cdot \rho_0 \log(Z), \quad (1.3)$$

где Z — параметр Зинера–Холомона, ρ_0 — начальная плотность дислокаций, A — постоянная.

Напряжение течения глобулярной вторичной α -фазы определялось в соответствии с уравнениями дислокационного и зернограничного упрочнения уравнения (1.2), а также реологией сверхпластического течения (уравнение 1.4):

$$\dot{\varepsilon}_{SCD_i} = A \left(\frac{\sigma_i}{G} \right)^{n_i} \left(\frac{b}{d} \right)^{p_i} D \left(\frac{Gb}{kT} \right), \quad (1.4)$$

где $A = 0.15 \cdot \log(d) + 1.8$, D — коэффициент диффузии, T — температура, постоянные: $n_1 = 2$, $p_1 = 2$, $n_2 = 1$, $p_2 = 2$, $n_3 = 1$, $p_3 = 3$.

В связи с тем, что при заданных условиях в глобулярной вторичной α -фазе могли действовать одновременно механизмы согласно уравнениям (1.2) и (1.4), то напряжение течения рассчитывалось численно, посредством минимизации уравнения (1.5):

$$\sigma_{\text{Глоб.втор}} = X_{\text{Дисл}} \sigma_{\text{Дисл}} + X_i \sigma_i, \quad (1.5)$$

где $X_{\text{Дисл}}$ — объемная доля структурной составляющей деформированной согласно уравнению (1.2), X_i — объемные доли структурной составляющей деформированной согласно уравнению (1.4).

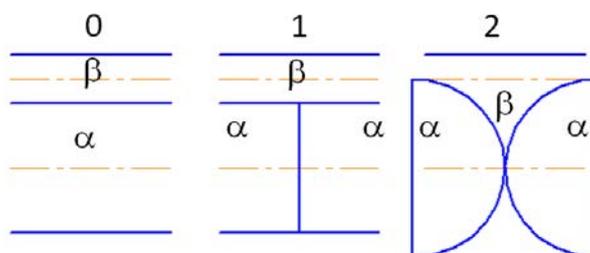


Рис. 1

Изменение объёмных долей составляющих структуры было учтено в реологической модели материала (1.1). С целью учета преобразования пластинчатой составляющей структуры

в глобулярную за счет динамической рекристаллизации в α -фазе и последующего роста зародыша рекристаллизации и миграции границ β -фазы вдоль границы α/α -фазы при деформации. Условием начала динамической рекристаллизации в пластинчатой α -фазе было достижение критической плотности подвижных дислокаций. При достижении критической плотности дислокаций рассчитывался рост зародыша рекристаллизации, в соответствии с уравнением (1.6). При достижении размеров зародыша рекристаллизации толщины пластины вторичной α -фазы область материала считалась рекристаллизованной. Условием преобразования объемной доли пластинчатой структуры в глобулярную было завершение миграции границы β -фазы, контролируемое диффузией ванадия. Геометрическая схема процесса представлена на рисунке 1.

$$\bar{r}_\alpha^3 - \bar{r}_{\alpha 0}^3 = K_G t, \quad (1.6)$$

где K_G — скорость роста α -фазы, t — время, \bar{r}_α — радиус α -фазы, $\bar{r}_{\alpha 0}$ — начальный радиус зародыша рекристаллизации α -фазы.

Миграция границы β -фазы из т. 1 в т. 2 (см. рис. 1) рассчитывалась с применением уравнения (1.6).

$$x = \sqrt{D_V \cdot t}, \quad (1.7)$$

где x — расстояние миграции атомов ванадия, D_V — коэффициент диффузии ванадия.

При завершении процесса миграции границы β -фазы процесс трансформации структуры из пластинчатой в глобулярную считался завершенным.

Представленная система уравнений (1.1)–(1.7) была интегрирована в программный комплекс Deform в виде подпрограмм, написанных на языке Fortran. Расчет проводился при дискретизации процесса деформации по времени.

Конечно-элементная модель осадки показана на рисунке 2.

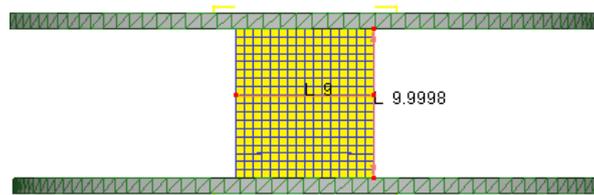


Рис. 2

Граничные и начальные условия для математической модели деформации задавались в соответствии с экспериментальными условиями. Температурные условия — изотермические, деформация в $\alpha+\beta$ области, фактор трения по Зибелю равен 0.4, скорость перемещения траверсы — 20 мм/мин.

Методика проведения экспериментальных исследований

В качестве материала для исследований были выбраны прутки титанового сплава ВТ6 диаметром 40 мм, изготовленные по ОСТ1 90173-75. Химический состав сплава (вес. %): Al 6.46, V 3.84, Zr 0.02, Si 0.01, Fe 0.083, C 0.005, O2 0.166, N2 0.003, H2 0.003. Температура полиморфного превращения составила 995 °С.

Экспериментальная работа была проведена в два этапа. На первом этапе была проведена термическая обработка заготовок сплава ВТ6 по режиму: нагрев до температуры менее $T_{\text{пл}}$, выдержка 1 час и охлаждение в воду. Микроструктура представлена на рисунке 3. Из части полученных заготовок были вырезаны прямоугольные образцы с размерами 10×9×9 мм, которые затем осадил при постоянной скорости перемещения траверсы 20 мм/мин с поворотом, обеспечивающим изменения направления оси деформации на каждом этапе осадки на 90°. Осадку проводили при температуре деформации $\alpha+\beta$ области с применением машины Instron 300LX,

оснащенной изотермическим блоком. При этом степень деформации на каждом этапе выбиралась из условия сохранения соотношения площадей сечения контактной поверхности и боковой поверхности не более 2.5. После 5 и 10 осадок образцы разрезались для исследования микроструктуры.

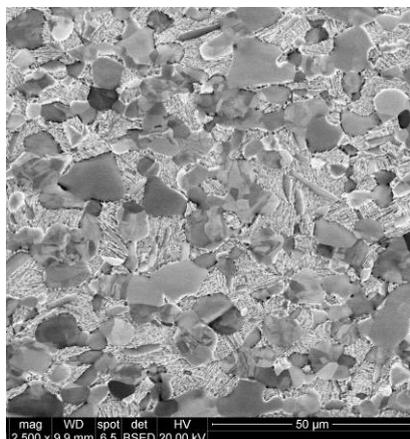


Рис. 3

Металлографические исследования исходных и деформированных образцов были выполнены с использованием детектора обратно рассеянных электронов (BSD) на растровом микроскопе Quanta 600 3D.

Электролитическое полирование образцов проводили с использованием электролита 80 % $(\text{CH}_3\text{CO})_2\text{O}$, 20 % HClO_4 при напряжении 25 В. Идентификация глобулярных зерен проводилась по соотношению их продольного и поперечного размера не более 2:1 [Лопатин, Капитаненко, Выдумкина, 2014; Каблов, Морозов, Крутанов, 2012]. Объемная доля глобулярных зерен определялась с использования точечного метода, с наложением сетки с ячейкой 1 мкм.

Результаты и обсуждение

На рисунке 4 представлены результаты расчета процесса пластической деформации в программном комплексе Deform3D. Из рисунка 4а видно, что послековки в образце формируется неравномерное деформированное состояние, интенсивность пластической деформации в центре составила 0.8, на периферии — 0.4. Сопоставление полученных результатов с результатами осадки заготовки без смены оси деформации показывает, что метод всестороннейковки позволяет получить более равномерное деформированное состояние. На рисунке 4б показано распределение объемной доли пластинчатой вторичной α -фазы. Из рисунка видно, что на периферии объемная доля пластинчатой вторичной α -фазы составила 0.4, что соответствует объемной доли пластинчатой вторичной α -фазы в состоянии после термической обработки. В центральной области объемная доля пластинчатой вторичной α -фазы уменьшилась до 0.24, что соответствует прохождению процесса глобуляризации во вторичной α -фазе на 60 %. Увеличение количества переходов осадки привело к завершению процесса глобуляризации структуры в центральной области заготовки, при этом в точке отдаленной от центра на 4 мм объемная доля глобулярной структуры составила 92 %, что соответствует прохождению глобуляризации во вторичной α -фазе на 80 %. (рис. 5). Сопоставление расчетных значений объемной доли глобуляризации пластинчатой составляющей структуры при ковке и экспериментально измеренной объемной доли глобулярной вторичной α -фазы показывает, что предложенная модель глобуляризации адекватна экспериментально полученным данным. Разница в полученных и рассчитанных значениях составила не более 5 %. Сопоставление рассчитанных значений усилия при осадке показывает, что реологическая модель материала адекватно описывает механическое поведение сплава при осадке (рис. 6). В связи с тем, что при расчете не учитывалась жесткость

машины, то наклон экспериментальных кривых усилия при упругой и начале пластической деформации не прогнозировался.

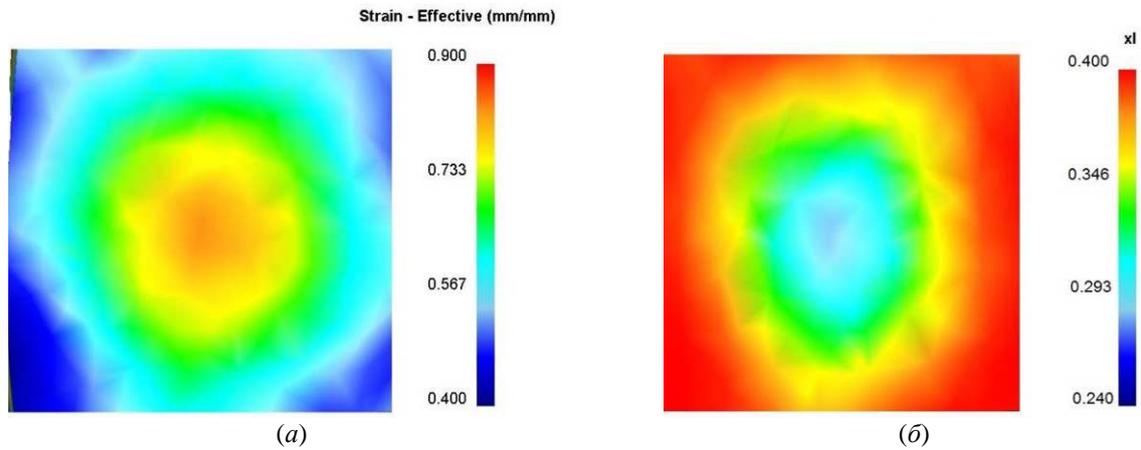


Рис. 4

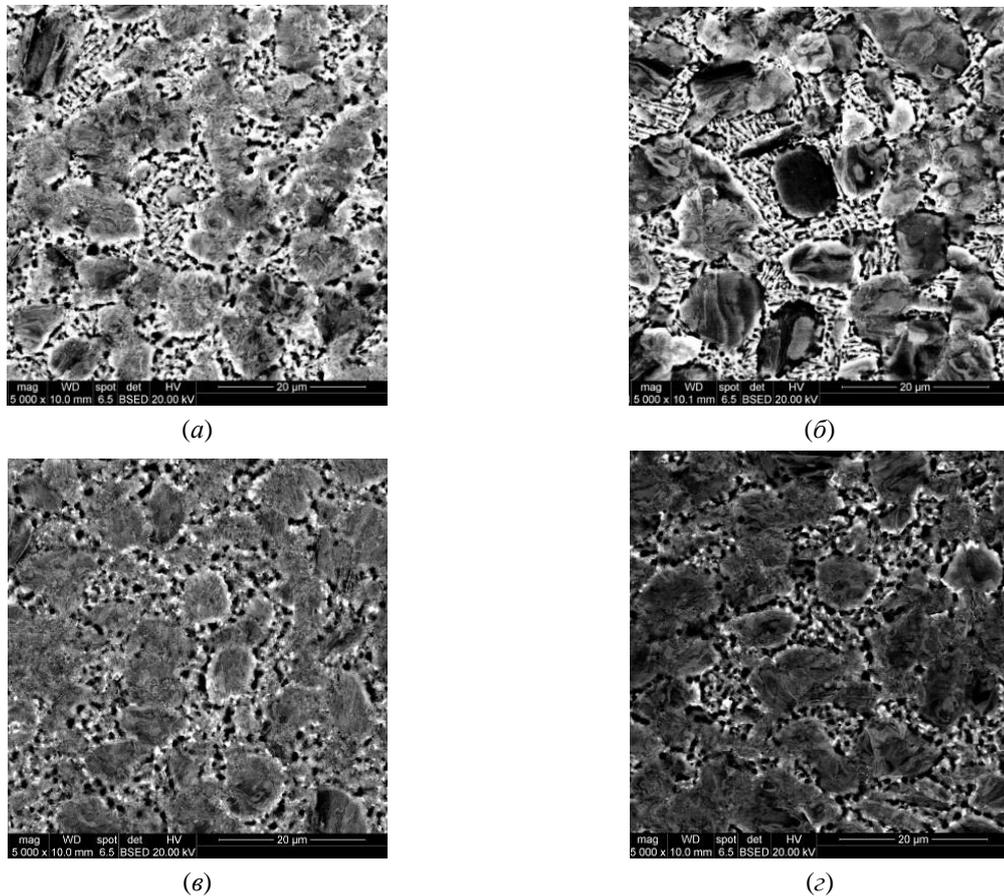


Рис. 5

Предложенная модель эволюции микроструктуры сплава ВТ6 для программного комплекса Deform позволяет решать сопряженные задачи пластической деформации и эволюции микроструктуры при ковке. Применение данной модели в модуле оптимизации задач разработки процессов деформации, реализованной в 11 версии программного продукта, позволит проводить оптимизацию процессов получения бимодальных структур в полуфабрикатах из сплава ВТ6.

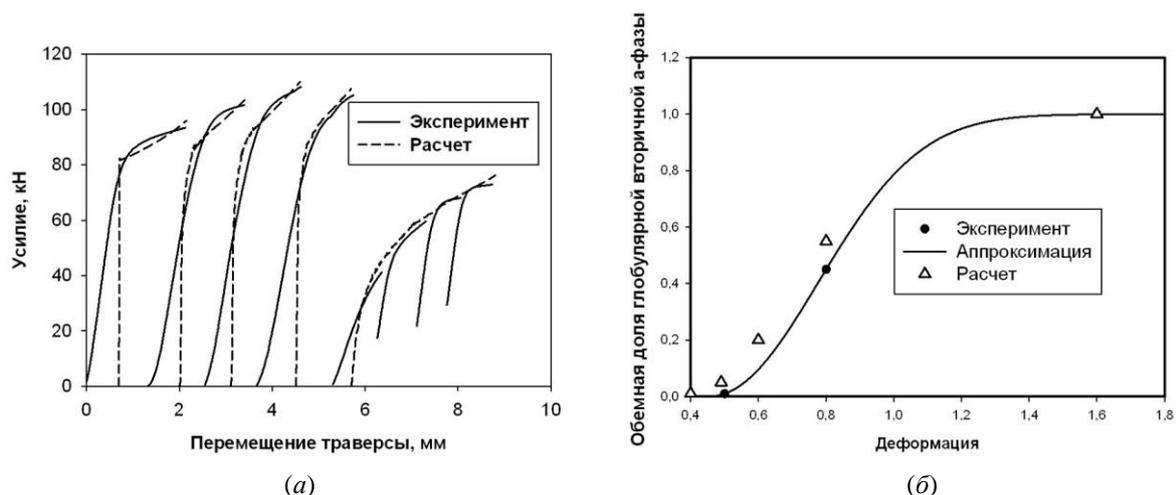


Рис. 6

В результате проведения работы было установлено, что:

1. Накопление пластической деформации по переходомковки неравномерно: значения накопленной пластической деформации в центре заготовки составили 0.9 и 1.8 после 5 и 10 переходов осадки; значение накопленной пластической деформации на периферии заготовки составили 0.4 и 0.8 после 5 и 10 переходов осадки.

2. Расчетные значения объемной доли глобулярной структуры после деформации составили 100% для центральной зоны и 80 % для периферии после 10 переходов осадки.

3. Термомеханическая обработка сплава ВТ6 с дуплексным структурным состоянием с применением процесса всесторонней изотермическойковки в количестве 10 осадок приводит к формированию бимодальной микроструктуры по всему сечению заготовки со средним значением зерна первичной α -фазы 20 мкм, глобулярной вторичной α -фазы 0.8 мкм.

4. Результаты математического моделирования соответствуют экспериментальным данным. Разница в полученных и рассчитанных значениях составила не более 5 %.

Список литературы

- Каблов Е. Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. — 2012. — № 5. — С. 7–17.
- Каблов Е. Н., Морозов Г. А., Крутанов В. Н., Муравская Н. П. Аттестация стандартных образцов сложнлегированных сплавов с применением эталона // *Авиационные материалы и технологии*. — 2012. — № 2. — С. 9–11.
- Каблов Е. Н., Оспенникова О. Г., Ломберг Б. С. Комплексная инновационная технология изотермической штамповки на воздухе в режиме сверхпластичности дисков из супержаропрочных сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. — 2012. — №5. — С. 129–141.
- Кашапов О. С., Новак А. В., Ночовная Н. А., Павлова Т. В. Состояние проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД // *Труды ВИАМ*. — 2013. — № 3. — Ст. 02 (viam-works.ru).
- Лопатин Н. В., Капитаненко Д. В., Выдумкина С. В. Математическое моделирование процесса всестороннейковки двухфазного титанового сплава ВТ6 // *Титан*. — 2014. — № 1. — С. 45–50.
- Лопатин Н. В., Сенкевич К. С., Кудрявцев Е. А., Выдумкина С. В. Влияние микроструктуры титанового сплава ВТ6 на свойства сварных соединений, полученных диффузионной сваркой // *Титан*. — 2014. — № 1. — С. 41–50.

- Оспенникова О. Г., Бубнов М. В., Капитаненко Д. В.* Компьютерное моделирование процессов обработки металлов давлением // *Авиационные материалы и технологии*. — 2012. — № 5. — С. 141–147.
- Проходцева Л. В., Ерасов В. С., Лаверова О. Ю., Лавров А. В.* Влияние формы цикла на усталостные свойства и микростроение изломов титанового сплава ВТ3-1 // *Авиационные материалы и технологии*. — 2012. — № 2. — С. 54–58.
- Хорев А. И.* Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития // *Труды ВИАМ*. — 2013. — № 2. — Ст. 04 (viam-works.ru).
- Lopatin N. V., Maradudina O. N., Dyakonov G. S.* Analysis of the Structure Formation and Properties of the VT6 Alloy during Upsetting of the Symmetrically Truncated Conical Billets // *Russian Journal of Non Ferrous Metals*. — 2011. — Vol. 52, No. 1. — P. 33–38.
- Lopatin N. V., Salishchev G. A., Galkin S. P.* Mathematical Modeling of Radial-Shear Rolling of the VT6 Titanium Alloy under Conditions of Formation of a Globular Structure *Russian Journal of Non Ferrous Metals*. — 2011. — Vol. 52, No. 5. — P. 442–447.
- Lopatin N., Diakonov G., Pleshakova O.* Effect of Combined Rolling Processes on Structure and Mechanical Properties of Pure Titanium Rods // *Materials Science Forum*. — 2011. — Vol. 667–669. — P. 161–166.
- Lopatin N. V.* Effect of hot rolling by screw mill on microstructure of a Ti–6Al–4V titanium alloy // *International Journal of Material Forming*. — 2012. — Vol. 12. — P. 1–7.
- Sergent G. A., Zane A. P., Fagin P. N., Ghosh A. K., Semiatin S. L.* Low-Temperature Coarsening and Plastic Flow Behavior of an Alpha/Beta Titanium Billet Material with an Ultrafine Microstructure // *Metall Materials Transaction*. — 2008. — Vol. 39A. — P. 2949–2964.
- Wua G. Q., Shi C. L., W. Sha, Sha A. X., Jiang H. R.* Effect of microstructure on the fatigue properties of Ti–6Al–4V titanium alloys // *Materials and Design*. — 2013. — No. 46. — P. 668–674.