

УДК 621.77.014

## ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРУТКОВ ТИТАНА VT1-0

© 2013 г. Н.В.Лопатин, С.П. Галкин

Белгородский государственный национальный университет (НИУ «БелГУ»)

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Построена математическая модель теплой прокатки в станах РСП 14-40 и Трио-180 методом конечных элементов в программном продукте LS-DYNA. Проведен анализ деформированного состояния в прутках в процессе прокатки при температурах нагрева 450 и 350 °С и комнатной. Исследована эволюция исходной крупнокристаллической микроструктуры прутков при прокатке. Установлены особенности кинетики трансформации исходной микроструктуры прутков в нанокристаллическую и ее связь с деформированным состоянием и температурой.

**Ключевые слова:** радиально-сдвиговая прокатка, сортовая прокатка, математическая модель, титан VT1-0, кинетика формирования наноструктуры.

A mathematical model of warm rolling in RSP 14-40 and Trio-180 mills has been constructed using the finite element method with LS-DYNA software. The strain state analysis of rods in the course of rolling at temperatures of 450 °C, 350 °C and room one has been carried out. The evolution of initial coarse-crystalline microstructure in the course of rolling was investigated. The special features of initial microstructure transformation kinetics in rods into nanocrystalline structure and its relation with deformed state and temperature are established.

**Key words:** radial-shearing rolling, section rolling, mathematical model, VT1-0 titanium, nanostructure formation kinetics.

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время исследованиям влияния деформации с использованием комбинации процессов формообразования на свойства титана уделяется особое внимание. В первую очередь это связано с принципиальной возможностью получения материала с высокими механическими свойствами за счет формирования субмикро- и наноструктур [1]. Вместе с тем существует необходимость в использовании комбинированной обработки металлов методами интенсивной пластической деформации (ИПД), а также технологических приемов по увеличению габаритных размеров заготовок [2]. Как правило, для получения длинномерных прутков в качестве способа ИПД применяют равноканально-угловое прессование или всестороннюю ковку, прокатку в калибрах и/или волочение. При этом ИПД используется для измельчения крупнокристаллической структуры, а последующая деформация прокаткой или волочением — для упрочнения материала и получения требуемых размеров заготовки. Отметим,

что высокий уровень механических свойств в титане достигается при величине накопленной пластической деформации  $\epsilon > 4$  при температурах теплой и холодной пластических деформаций [3]. Проведенные нами исследования показали, что такое значение  $\epsilon$  можно получить с применением последовательной прокатки в станах радиально-сдвиговой (РСП) и сортовой прокатки [4].

Особенности формообразования в процессе РСП при условиях горячей пластической деформации металлов и сплавов раскрыты авторами [5–8]. Изучению прокатки в калибрах посвящены работы [9, 10]. Однако деформационное поведение титана в условиях теплой пластической деформации в этих процессах не рассматривалось. Отметим, что ключевым фактором, влияющим на формо- и структурообразование при данных условиях, является деформационный разогрев материала. Оценка величины температуры деформации в настоящей работе выполнена путем математического расчета,

**Лопатин Н.В.** – канд. техн. наук, науч. сотр. лаборатории объемных наноструктурных материалов НИУ «БелГУ» (308015, г. Белгород, ул. Победы, 85), докторант кафедры технологии и оборудования трубного производства НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). Тел.: (4722) 58-54-16. E-mail: lopatin@bsu.edu.ru.

**Галкин С.П.** – докт. техн. наук, проф. той же кафедры. E-mail: glk-omd@yandex.ru.

результаты сопоставлены с данными по эволюции структуры после пластической деформации титана BT1-0, полученными в работах [11–13].

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Объектами исследования служили прутки диаметром 20 мм из титанового сплава BT1-0 в состоянии поставки согласно ОСТ1 90173-75. Химический состав образцов был следующим, мас. %: Al — 0,01, Si — 0,002, Fe — 0,12, C — 0,005, O<sub>2</sub> — 0,143, N<sub>2</sub> — 0,003, H<sub>2</sub> — 0,0008, ост. — Ti. Деформационную обработку заготовки проводили с использованием станов РСП-14-40 и Трио 180. Прокатку титана в стане РСП 14-40 осуществляли за 2 прохода с диаметра 20 мм до 16,5 мм. Температура нагрева прутков под прокатку составляла  $T = 450^\circ\text{C}$ . Деформацию в стане Трио 180 выполняли по схеме овал—круг. Для первых 4 проходов температура процесса была  $350^\circ\text{C}$ . Между проходами заготовку помещали в печь на 5 мин для выравнивания температуры. Прокатку в последних двух калибрах осуществляли в условиях холодной пластической деформации. Схема комбинированной прокатки представлена на рис. 1.

Решение задачи пластического течения в станах РСП 14-40 и Трио 180 проводили численно с использованием программного пакета LS-Dyna. Была построена трехмерная сопряженная конечно-элементная модель пластического течения и теплопроводности. Реологическая модель материала задавалась с использованием модели Джонсона—Кука [14]:

$$\sigma_{\text{flow}} = (A + Be^n) \left[ 1 + c \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[ 1 - \left( \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right], \quad (1)$$

где  $\sigma_{\text{flow}}$  — напряжение течения;  $e$  — истинная деформация;  $\dot{\epsilon}$  — истинная скорость деформации ( $\dot{\epsilon}_0 = 1,0 \text{ с}^{-1}$ );  $T$  — температура нагрева;  $T_r$  — комнатная температура,  $T_m$  — температура плавления титана;  $A$ ,  $B$ ,  $n$  и  $m$  — постоянные параметры материала, значения которых для сплава BT1-0 были получены путем аппроксимации результатов работ [15–19], в которых величины истинных деформаций и напряжений были определены посредством испытаний на осадку и растяжение в интервалах температур деформации от 20 до  $800^\circ\text{C}$  и скоростей деформации от  $10^{-3}$  до  $10^3 \text{ с}^{-1}$ . Для того чтобы получить наилучшее соответствие постоянных параметров модели титана BT1-0 экспериментальным данным при условиях теплой пластической деформации, была проведена

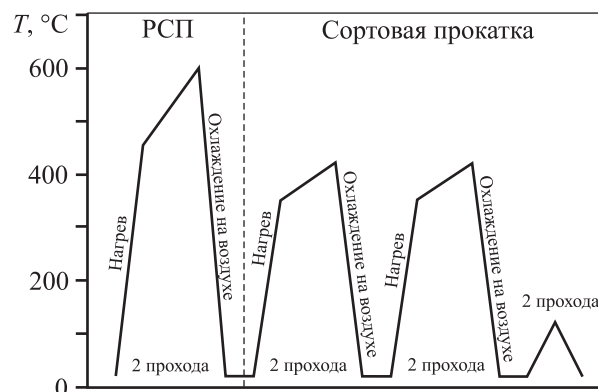


Рис. 1. Схема комбинированной прокатки

аппроксимация для  $T = 300\text{--}600^\circ\text{C}$  и  $\dot{\epsilon} = 0,01\text{--}300 \text{ с}^{-1}$ . В результате были получены следующие численные значения постоянных параметров уравнения (1):  $A = 309 \text{ МПа}$ ,  $B = 80 \text{ МПа}$ ,  $N = 0,16$ ,  $c = 0,055$ ,  $m = 1,58$ ,  $T_m = 1890 \text{ К}$  и  $T_r = 303 \text{ К}$ .

Реологическая модель для условий холодной пластической деформации была построена табличным методом по результатам анализа испытаний на растяжение образцов, вырезанных из деформированного титанового прутка в условиях теплой пластической деформации.

Изотропная температурная модель материала образца и инструмента использовалась для моделирования задачи теплопроводности. Значения постоянных параметров материалов валка (индекс «r») и титана («w») представлены ниже:

$\rho_w$ .....	4600
$\rho_r$ .....	7800
$K_w$ .....	18,83
$K_r$ .....	43
$C_w$ .....	490
$C_r$ .....	530

Три контактные пары были определены для поверхностей прутка и каждого валка РСП и одна — для прутка и валка сортовой прокатки. В процессе расчета учитывались трение и теплоотдача при контакте. Значение коэффициента трения по Кулону для РСП составило 0,4, а для сортовой прокатки — 0,3 [20]. Коэффициент теплопроводности при контакте был принят равным  $4000 \text{ Вт/(м}^2\cdot^\circ\text{C)}$  [19]; температура валков составляла  $20^\circ\text{C}$ .

В последующем обсуждении будут рассмотрены данные о кинетике деформированного и температурного состояний для элементов, расположенных на оси прутка (осевая точка), а также на расстоянии

0,1R от его поверхности (поверхностная точка). Эти участки выбраны с учетом того, что имеют место существенные различия в кинетике пластического течения материала в центральной и периферийной областях деформируемого прутка [4, 5].

Анализ деформированного состояния в прутке проводился по изменению параметров интенсивностей деформации ( $e$ ) и скоростей деформации ( $\dot{e}$ ) по уравнениям [22]

$$e = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_1 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2}, \quad (2)$$

$$\dot{e} = \partial e / \partial t. \quad (3)$$

где  $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$  — главные деформации,  $t$  — время.

Механические испытания на растяжение образцов проводились согласно ГОСТ 11701-84 на универсальной испытательной машине Instron 5882 при комнатной температуре со скоростью перемещения traversы 1 мм/мин. Измерение геометрических размеров прутков было выполнено с помощью инструментального микроскопа Olympus STM6.

Металлографические исследования исходных и деформированных образцов осуществлялись методом анализа дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) на растровом микроскопе Quanta 600 3D.

Электролитическое полирование образцов проводили с использованием электролита (80%  $(\text{CH}_3\text{CO})_2\text{O}$  + 20%  $\text{HClO}_4$ ) при напряжении 25 В.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### Анализ деформированного состояния и температуры в прутке при РСП

Распределение накопленной пластической деформации вдоль радиуса прутка после первого прохода РСП представлено на рис. 2. Из его данных видно, что пластическая деформация локализуется в области, расположенной под поверхностью прутка, затем экспоненциально снижается по мере приближения к его оси. Интенсивность пластической деформации в осевой точке составила  $e = 0,23$ , в поверхностной — 1,4. Сопоставление полученной экспериментально величины  $e$  для осевой точки с рассчитанной по изменению площади сечения образца (по формуле  $e = 2\ln(R/r)$ , где  $R$  — начальный радиус прутка,  $r$  — конечный) показало высокую сходимость результатов.

Сравнение данных расчета накопленной пластической деформации в поверхностной точке (по

уравнению  $e = 2\ln(R/r) + \text{tg}\lambda$ , где  $\lambda$  — угол скручивания прутка) и моделирования показало, что эти величины различаются в 4 раза. Это обусловлено тем, что при моделировании расчет  $e$  проводится путем интегрирования  $\dot{e}$  по времени, т.е. с учетом вклада знакопеременной деформации элементов.

Кинетика интенсивности скорости деформации в процессе РСП показана на рис. 2, б. В осевой точке значения  $\dot{e}$  плавно возрастают от нуля (начало деформирования) до максимального значения, а затем снижаются до нуля (к концу процесса). Наибольшая ее величина ( $\dot{e} = 2,5 \text{ с}^{-1}$ ) зафиксирована в середине прокатки.

В отличие от осевой в поверхностной области скорость деформации изменяется циклически. Максимальные значения  $\dot{e}$  достигают  $30,8 \text{ с}^{-1}$ , что на порядок выше этого показателя в осевой точке. Процесс деформирования можно разделить на 2 участка — деформирующий и калибрующий. Первый характеризуется высокими скоростями деформации и наличием пластической деформации между пиками на кривой  $\dot{e}(t)$ , а второй отличается отсутствием деформирования между пиками и снижением  $\dot{e}$  в поверхностной точке.

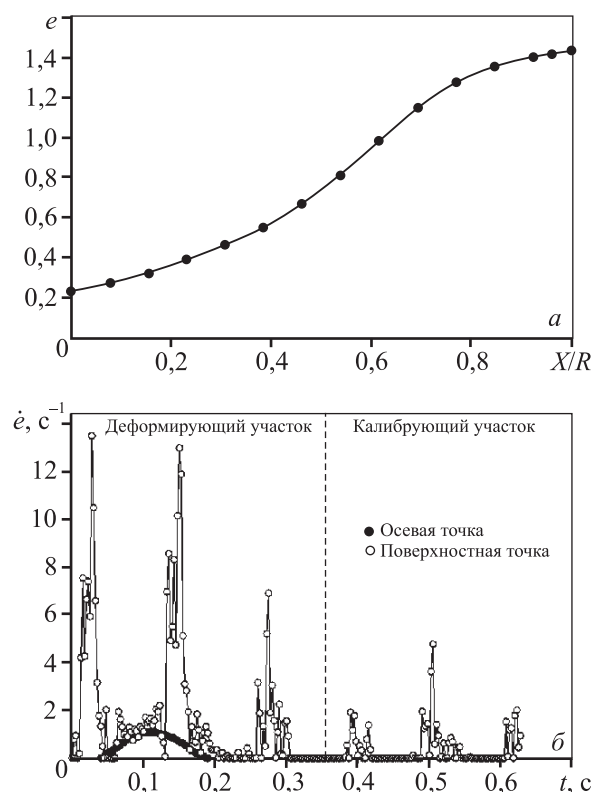


Рис. 2. Деформированное состояние в прутке после РСП

а — поперечное сечение прутка, б — интенсивности и скорости деформации для поверхностной и осевой точек

Высокие значения  $e$  и  $\dot{e}$  в поверхностной точке приводят к увеличению температуры материала. Несмотря на отвод тепла за счет конвекции, излучения и теплоотдачи холодному валку, температура на этом участке возрастает на 150 °С. В осевой точке адиабатический разогрев достигал 30 °С.

### Анализ деформированного состояния и температуры в прутке при сортовой прокатке

Распределение пластической деформации после 1-го и 2-го проходов сортовой прокатки показано на рис. 3. В процессе формообразования в овальном калибре деформация локализуется в осевой точке прутка и области «ковочного креста». Значения пластической деформации увеличиваются на  $\Delta e = 0,36$  и 0,89 после 1-го прохода, на 0,46 и 0,76 после 2-го, на 0,32 и 0,7 после 3-го и окончательно на 0,43 и 0,6 после последнего прохода прокатки в поверхностной и осевой точках соответственно. Так как форма калибров валков 1-го и 2-го проходов геометрически подобна форме инструмента последующих проходов, то их анализ будет достаточно корректным для изучения всего процесса тепловой сортовой прокатки.

Холодная прокатка приводит к увеличению накопленной пластической деформации на  $\Delta e = 0,38$  и

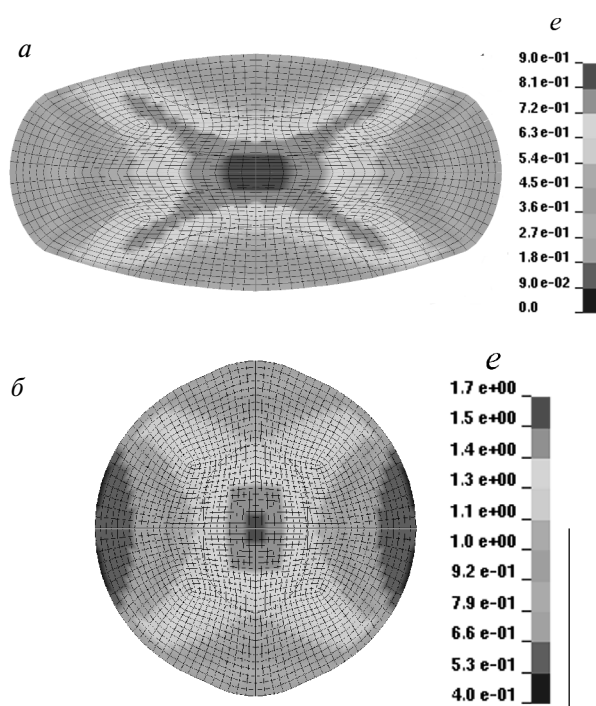


Рис. 3. Карты распределения пластической деформации при сортовой прокатке

$a$  — прокатка в овальном калибре,  $b$  — в круглом

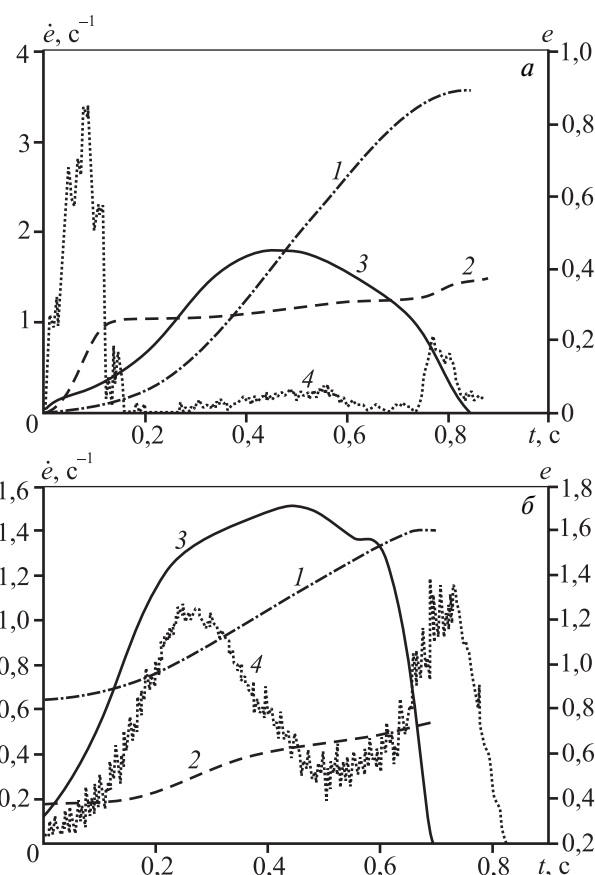


Рис. 4. Кинетика пластической деформации (1, 2) и скорости деформации (3, 4) в осевой (1, 3) и поверхностной (2, 4) точках образца при сортовой прокатке  
 $a$  — прокатка в овальном калибре,  $b$  — в круглом

0,76 в случае овального калибра и на 0,48 и 0,69 при использовании круглого соответственно в поверхностной и осевой точках. Отметим, что последующая за РСП сортовая прокатка приводит к увеличению однородности в распределении накопленной пластической деформации по сечению прутка.

Кинетика скорости деформации при сортовой прокатке существенно отличается от таковой при РСП. На графике кривой «скорость деформации — время» для поверхностной точки видны 2 пика (рис. 4,  $a$ ). Первый из них обусловлен геометрией валков, которая определяет значительное изменение площади сечения прутка в начале процесса прокатки. Величина скорости деформации достигает значения  $\dot{e} = 3,5 \text{ с}^{-1}$ . Плато на кривой связано с влиянием сил трения, которые приводят к образованию зоны затрудненной деформации. Второй пик кривой описывает выход материала из этой зоны (отметим, что геометрия калибра на этом участке не позволяет достичь высоких значений  $\dot{e}$ ). Наибольшая скорость

деформации была  $1 \text{ с}^{-1}$ . Форма кривой — выпуклая с  $\dot{\epsilon}_{\text{max}} = 2 \text{ с}^{-1}$  в осевой точке.

Характер зависимостей  $\dot{\epsilon}(t)$  для поверхностной и осевой точек при прокатке в круглом калибре (см. рис. 4, б) аналогичен вышеописанным кривым. Максимальное значение скорости деформации для поверхностной точки составило  $1,0 \text{ с}^{-1}$ , а для осевой —  $1,5 \text{ с}^{-1}$ .

Высокие значения  $\epsilon$  и  $\dot{\epsilon}$  в осевой области приводят к увеличению температуры на  $74^\circ\text{C}$ , что не зависит от геометрии деформирующего калибра. Отвод тепла конвекцией, излучением и теплопередачей снизил температуру в поверхностной точке на  $20^\circ\text{C}$  после 1-го прохода прокатки. Однако в процессе 2-го прохода она возросла на  $70^\circ\text{C}$  из-за того, что рассматриваемый участок был расположен далеко от контактной поверхности с валком.

Изменения температуры для холодной прокатки составили  $136^\circ\text{C}$  для осевой точки, а в поверхностной — она увеличилась на  $105^\circ\text{C}$  при прокатке в овальном калибре и на  $122^\circ\text{C}$  в круглом.

### Микроструктура и механические свойства титана ВТ1-0

Прокатка титанового прутка в стане РСП при температуре  $450^\circ\text{C}$  привела к формированию неоднородного микроструктурного состояния между

поверхностной и осевой точками. Структура последней (рис. 5, а) представлена вытянутыми в направлении прокатки зернами, среди которых выделяются крупные зерна с поперечным размером более  $5 \text{ мкм}$ , фрагментированные малоугловыми границами. Их объемная доля составляет  $97\%$ .

Специальных границ в рассматриваемой области не обнаружено, однако среди имеющихся часть границ зерен по характеру расположения, форме границ и углу разориентации близка к ним. Доля малоугловых границ —  $67\%$ . Отметим, что в структуре присутствуют мелкие зерна с размерами менее  $1 \text{ мкм}$ . Подобные изменения микроструктуры наблюдаются при теплой пластической деформации прессованием со значениями  $\epsilon < 1$  и температурой  $450^\circ\text{C}$  [13]. Средний размер сформированных фрагментов структуры равен  $1,2 \text{ мкм}$ , что соответствует таковому при деформации прессованием при данной температуре.

Структура в поверхностной точке (см. рис. 5, б) существенно отличается от выше рассмотренной. Количество крупных зерен величиной более  $5 \text{ мкм}$  по сравнению с центральной областью сократилось до  $65\%$ . Внутри крупных зерен наблюдаются малоугловые границы, которые делят их на фрагменты размером от  $0,4$  до  $2,0 \text{ мкм}$ . По границам крупных зерен расположены практически равноосные, не

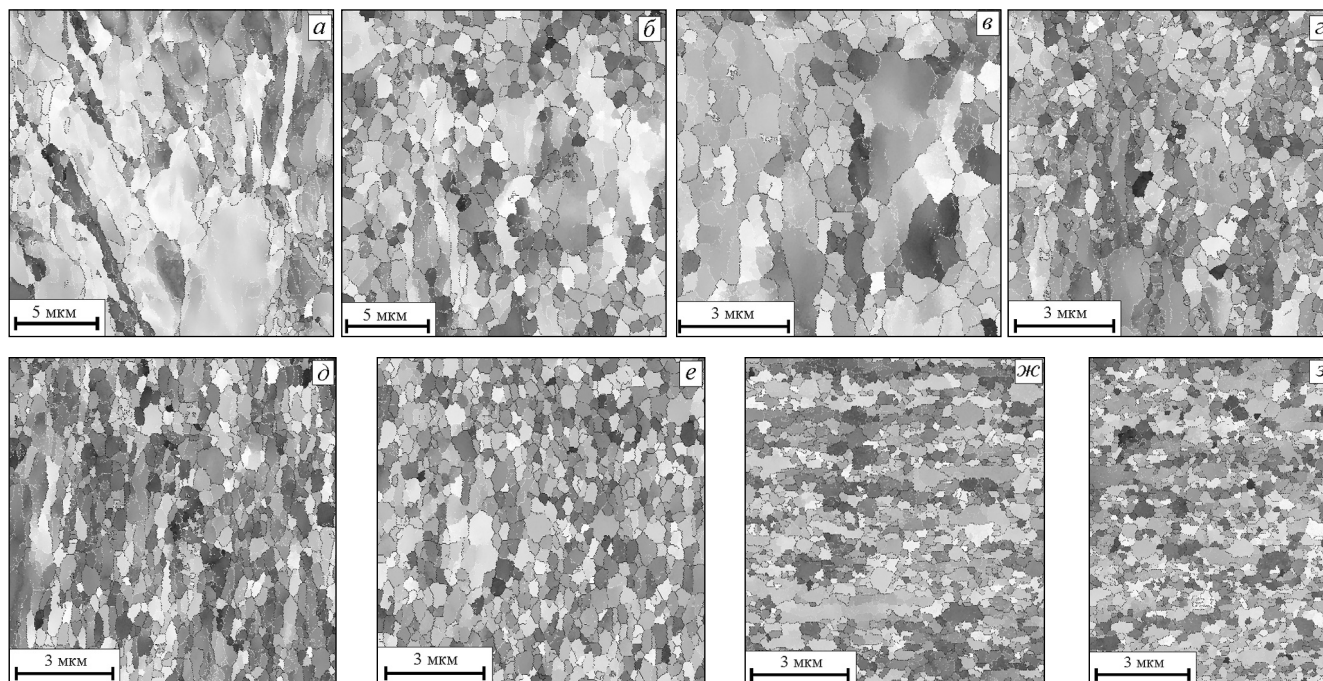


Рис. 5. Микроструктура титана ВТ1-0 после комбинированной прокатки

а, в, д, ж — осевая область; б, г, е, з — поверхностная

а, б — 2 прохода РСП; в—з — сортовая прокатка: 2 прохода (в, г), 4 (д, е) и 6 (ж, з)



фрагментированные зерна размером около 1,5 мкм. Доля высокоугловых границ составила 60 %. Такое структурное состояние титана можно характеризовать как частично рекристаллизованное.

В результате расчета конечно-элементной модели было установлено, что накопленная пластическая деформация составила  $e = 2,8$  при температурах начала прокатки 450 °С, окончания — 600 °С и интервале  $\dot{\epsilon} = 1,0\div30,8 \text{ с}^{-1}$ . Такой режим пластической деформации титана соответствует условиям формирования новых зерен за счет динамической рекристаллизации [11–13], что подтверждает адекватность результатов, полученных методом математического моделирования.

Микроструктура прутка после прокатки в калибрах за первые 2 прохода с нагревом образцов до 350 °С представлена на рис. 5 в, г. Видно, что в его центральной области она неоднородна и состоит из крупных вытянутых в направлении прокатки зерен шириной до 2 мкм с объемной долей 81 %. Внутренняя структура крупных зерен разбита на субзерна с размером от 0,5 до 2,0 мкм, разделенные малоугловыми границами. По границам крупных зерен расположены практически равноосные, не фрагментированные зерна величиной от 0,5 до 1,0 мкм. Доля высокоугловых границ составила 41 %. Повышение однородности структурного состояния наблюдается в поверхностной точке заготовки, прокатанной по аналогичному режиму. Количество крупных вытянутых зерен со средним размером более 1 составило 42 %, остальные были от 0,4 до 1,0 мкм. Доля высокоугловых границ — 51 %.

Увеличение количества проходов сортовой прокатки до 4 при температуре нагрева заготовки 350 °С привело к формированию однородного микроструктурного состояния по сечению прутка (см. рис. 5, д, е). Средний размер зерен в поверхностной и осевой точках равен 0,58 и 0,48 мкм соответственно. Объемная доля крупных (более 2 мкм) зерен составила 27 % на поверхности и 4 % в центре, а доля высокоугловых границ — 53 % и 70 % соответственно.

Сопоставление полученной картины структурного состояния в титане в рассматриваемых точках с результатами работ [11–13] показывает, что на последнем переходе тепловой прокатки оно характеризуется отсутствием явно выраженной металлографической текстуры в прутке. Этот факт связан с прохождением рекристаллизации при повышении температуры деформации в титане с 350 °С до 424 °С в осевой точке, активированной высокими

значениями накопленной пластической деформации ( $e = 3,6$ ) [23].

Анализ кинетики формирования рекристаллизованной структуры с использованием уравнений Дженсона—Мехл—Авраамии—Колмогорова (ДМАК) выявил, что центры рекристаллизации расположены преимущественно в углах зерен (рис. 6). Так как они являются местами стока дислокаций и концентраций напряжений, в них создаются благоприятные условия для образования новых зерен. Таким образом, в осевой области формирование зеренной структуры происходит за счет непрерывной динамической рекристаллизации [23].

Последующая за РСП деформация титана в калибрах, которая происходила в условиях последовательного колебания температуры с 330 °С до 420 °С и увеличения накопленной пластической деформации до  $e = 5,2$ , способствовала завершению процессов рекристаллизации в титане. При этом деформация в нижнем пределе рассматриваемых температур приводила к увеличению плотности дефектов материала [12], а рост температуры — к мобильности границ зерен [23]. Предпочтительными местами для появления зародышей, согласно параметрам ДМАК, были ребра зерен, что указывает на меха-

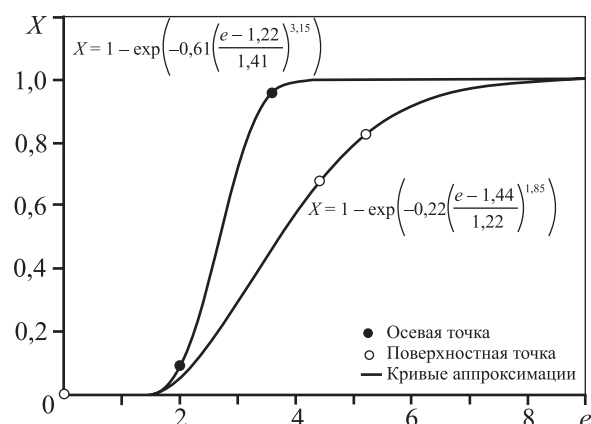


Рис. 6. Кинетика рекристаллизации в титане при тепловой сортовой прокатке

#### Механические свойства прутков титана ВТ1-0

Кол-во проходов	Метод прокатки	$T$ , °С	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
2	РСП	450	427	623	28	51
4	Сортовая	350	624	888	16	54
6	Сортовая	20	964	1084	12	48
0	Состояние поставки	—	—	428	49,3	62

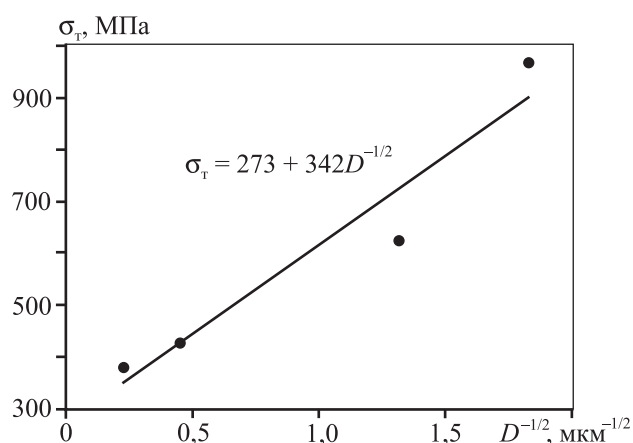


Рис. 7. Зависимость напряжения течения титана ВТ1-0 от среднего размера зерна

низм зарождения и роста новых зерен, аналогичный прерывистой динамической рекристаллизации [23].

Холодная пластическая деформация привела к повышению плотности малоугловых границ материала и формированию развитой металлографической структуры в титане. Средний размер зерна составил 0,3 мкм для поверхностной точки и 0,28 мкм для осевой (см. рис. 5, ж, з).

Механические свойства на этапах прокатки представлены в таблице. Видно, что увеличение количества проходов прокатки и снижение температуры деформации приводят к возрастанию прочности титана ВТ1-0 с 428 МПа в состоянии поставки до 1084 МПа после деформации. При этом наблюдается снижение относительного удлинения титана с 49,3 % до 12 %.

Отметим, что наблюдаемое увеличение прочности материала согласуется с уравнением Холла—Петча для титана, отражающим вклад зернограничного упрочнения в сопротивление пластического течения материала (рис. 7) [23].

## ВЫВОДЫ

1. Комбинированная прокатка в станах радиально-сдвиговой и сортовой прокатки приводит к формированию однородного наноструктурного состояния в прутках титана ВТ1-0 со средним размером зерна 300 нм, пределом прочности 1084 МПа, относительным удлинением 12 %.

2. Теплая деформация в стане РСП характеризуется неоднородным распределением пластической деформации и температуры в поперечном сечении прутка. Это приводит к формированию градиентной

структуры в титане ВТ1-0 при вытяжке 1,46 и температуре нагрева заготовки под прокатку  $T = 450^\circ\text{C}$ .

3. Теплая деформация в стане сортовой прокатки прутка с градиентной структурой при вытяжке 2,56 и  $T = 350^\circ\text{C}$  способствует увеличению однородности микроструктурного состояния и завершению процессов рекристаллизации.

4. Холодная пластическая деформация титана ВТ1-0 с субмикроструктурной структурой приводит к увеличению прочности с 428 до 1084 МПа, формированию металлографической текстуры и уменьшению среднего размера зерна до 300 нм.

*Настоящая работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №12-08-97513/12, а также в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009—2013 годы» мероприятие 1.2.2. «Проведение научных исследований научными группами под руководством кандидата наук» (ГК №П1106 от 2 июня 2010 г.).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Semenova I.P., Korshunov A.I., Salimgareeva G.Kh. et al. // Phys. Metals and Metallography. 2008. Vol. 106, № 2. P. 211—218.
2. Latysh V., Krallics Gy., Alexandrov I., Fodor A. // Curr. Appl. Phys. 2006. Vol. 6. P. 262—266.
3. Dong-Hwan Kang, Tae-Won Kim // Mater. and Design. 2010. Vol. 31. P. 54—60.
4. Lopatin N., Diakonov G., Pleshakova O. // Mater. Sci. Forum. 2011. Vol. 667-669. P. 161—166.
5. Лопатин Н.В., Салищев Г.А., Галкин С.П. // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2011. № 5. С. 442—447.
6. Барыкин Н.П., Лопатин Н.В. // Кузн.-штамп. пр-во. Обработка металлов давлением. 2007. № 4. С. 17—20.
7. Пат. 2038175 (РФ). Способ получения прутков из легированных металлов и сплавов / С.П. Галкин, Б.В. Карпов, В.К. Михайлов, Б.А. Романцев. 1994.
8. Пат. 2389568 (РФ). Способ получения субмикроструктурной структуры в нелегированном титане / Ю.Р. Колобов, М.Б. Иванов, Е.В. Голосов, А.В. Пенкин. 2010.
9. Lee Y. Kim Y.H. // J. Mater. Proc. Technol. 2001. Vol. 113. P. 124—130.
10. Karen Abrinia, Alireza Fazlirad // Ibid. 2009. Vol. 209. P. 3264—3277.
11. Zharebtsov S., Lojowski W., Mazur A., Salishchev G. // Mater. Sci. Eng. A. 2010. Vol. 527, № 21-22. P. 5596—5603.
12. Chun Y.B., Hwang S.K. // Acta Mater. 2008. Vol. 56. P. 369—379.
13. Chen Y.J., Li Y.J., Walmsley J.C. et al. // Scripta Mater. 2011. Vol. 64. P. 904—907.

14. Johnson G.R., Cook W.H. // Proc. 7-th Intern. Symp. on Ballistics. Hague, Netherlands, 1983. P. 541—547.
15. Zeng Z., Zhang Y., Jonsson S. // Mater. and Design. 2009. Vol. 30. P. 3105—3111.
16. Zeng Z., Jonsson S., Zhang Y. // Mater. Sci. Eng. A. 2009. Vol. 505. P. 116—119.
17. Zeng Z., Jonsson S., Roven H.J. // Acta Mater. 2009. Vol. 57. P. 5822—5833.
18. Nemat-Nasser S., Guo W.G., Cheng J.Y. // Ibid. 1999. Vol. 47. P. 3705—3720.
19. Satish V., Kailas Y.V., Prasad R.K., Biswas S.K. // Metal. Mater. Trans. A. 1994. Vol. 25A. P. 1425—1434.
20. Потапов И.Н. Технология винтовой прокатки. 2-е изд. перераб. и доп. М.: Металлургия, 1990.
21. Wang M., Yang H., Sun Z.C., Guo L.G. // J. Mater. Proc. Technol. 2009. Vol. 209. P. 3384—3395.
22. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением М.: Металлургия, 2001.
23. Humphreys F., Hatherly M. Recrystallization and Related Annealing Phenom. 2-nd ed. Oxford: Elsevier, 2004.

УДК 621.771 : 669.716

## КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ШТАМПОВКИ СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ПАНЕЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

© 2013 г. И.А. Константинов, И.Ю. Губанов, Ю.В. Горохов

Сибирский федеральный университет, г. Красноярск

Проведено исследование возможности применения моделирования технологического процесса объемной изотермической штамповки поковок сложной формы из алюминиевого сплава АМг6 с помощью компьютерной программы DEFORM-3D. Для моделирования использовали следующие граничные условия. Скорость деформации составляла 0,03 мм/с, сопротивление деформации — 60 МПа, коэффициент трения — 0,1. Показано, что компьютерная модель корректно описывает реальный технологический процесс объемной изотермической штамповки, что позволяет рекомендовать эту программу для проектирования технологического процесса получения штампованных поковок сложной формы из алюминиевых сплавов.

**Ключевые слова:** моделирование, объемная изотермическая штамповка, скорость деформации, алюминиевые сплавы.

Isothermal bulk forming of AMg6 aluminum alloy blanks to produce irregular shape parts has been investigated with DEFORM-3D software. The following boundary conditions were used for the simulation: strain rate of 0.03 mm/s, strain resistance of 60 MPa, friction coefficient of 0.1. The computer model is shown to describe correctly real fabrication process of isothermal bulk forming, thus allowing us to recommend this program for designing the fabrication process to produce die forgings of irregular shape from aluminum alloys.

**Key words:** simulation, isothermal bulk forming, strain rate, aluminum alloys.

Получение штампованных поковок сложной формы из алюминиевых сплавов по традиционной технологии характеризуется большой трудоемкостью

и низким коэффициентом использования металла. Кроме того, этот технологический процесс требует создания больших усилий, особенно на за-

**Константинов И.А.** — канд. техн. наук, доцент кафедры обработки металлов давлением СФУ (660025, г. Красноярск, пр. Красноярский рабочий, 95). Тел.: (391) 206-37-31. E-mail: ilcon@mail.ru.

**Губанов И.Ю.** — ст. преподаватель той же кафедры.

**Горохов Ю.В.** — канд. техн. наук, доцент той же кафедры.