УДК 669.715:539.89:539.24'25 DOI: 10.18324/2077-5415-2018-1-36-44

Структура и свойства алюминиевого сплава АД31 после прокатки в волнистых валках и продольно-клиновом стане

С.А. Машеков[1 a], Б.Н. Абсадыков[3 b], Э.А. Тусупкалиева[1 c], А.С. Машекова[4 d], М.М. Акимбекова[1 e], М.Р. Мауленова[2 f]

[1]Институт промышленной инженерии Казахского национального исследовательского технического университета им. К.И. Сатпаева, ул. Сатпаева, 22, Алма-Ата, Республика Казахстан
[2]Институт инженерии высоких технологий Казахского национального исследовательского технического университета им. К.И. Сатпаева, ул. Сатпаева, 22, Алма-Ата, Республика Казахстан
[3]Институт химических наук им. А.Б. Бектурова, ул. Ш. Уалиханова, 106, Алма-Ата, Республика Казахстан
[4]Назарбаев Университет, пр. Кабанбай Батыра, 53, Астана, Республика Казахстан
[a]mashekov.1957@mail.ru, [b]absadykov@mail.ru, [c]elatus78@mail.ru, [d]mashekovaaigerim@mail.ru,
[e]akimbekova_2011@mail.ru, [f] maulenova_m@mail.ru
[a]https://orcid.org/0000-0002-9577-2219, [b]https://orcid.org/0000-0001-7829-0958,
[c]https://orcid.org/0000-0001-5287-113X, [d]https://orcid.org/0000-0001-6246-9494,
[e]https://orcid.org/0000-0002-8444-1860, [f] https://orcid.org/0000-0003-3430-8102
Статья поступила 5.02.2018, принята 9.02.2018

В работе исследовано напряженно-деформированное состояние (НДС) заготовки при прокатке в волнистых валках (ВВ) и продольно-клиновом стане (ПКС). С помощью метода конечных элементов и программы MSC.SuperForge получены количественные данные и установлены основные закономерности распределения НДС, температуры при моделировании прокатки в ВВ и ПКС. Моделирование методом конечных элементов процесса прокатки в ВВ и ПКС с учетом параметров неоднородности структуры показало, что, в зависимости от величин механических свойств включений, максимальные или минимальные значения интенсивности напряжений или деформаций сосредоточиваются в близлежащих от включений зонах. Приведены результаты исследований влияния количества проходов при прокатке полос в ВВ, а также единичных обжатий при прокатке полос в ПКС на параметры микроструктуры алюминиевого сплава АД31. Проведена сравнительная оценка размеров зерен ультрамелкозернистой структуры после прокатки полос в ВВ и ПКС. Представлены характерные параметры зеренной и дефектной структуры. Показано, что в листовом материале из алюминиевого сплава АД31 обеспечивается формирование однородной ультрамелкозернистой структуры, что обеспечивает повышение прочностных свойств сплава и сохранение хорошей пластичности.

Ключевые слова: алюминиевый сплав АД31; прокатка; волнистые валки; интенсивная пластическая деформация; продольно-клиновый стан; напряженно-деформированное состояние; численное моделирование; интенсивность напряжений и деформаций; единичное обжатие.

Structure and properties of aluminum alloy AD31 after rolling in helical rolls and longitudinal-wedge mill

S.A. Mashekov[1 a], B.N. Absadykov[3 b], E.A. Tussupkaliyeva[1 c], A.S. Mashekova[4 d], M.M. Akimbekova[1 e], M.R. Maulenova[2 f]

[1]School of Industrial Engineering of Kazakh National Research Technical University under name of K.I. Satpayev; 22, Satpaev St., Almaty City, Republic of Kazakhstan
[2]Engineering School of High Technologies of Kazakh National Research Technical University under name of K.I. Satpayev; 22, Satpaev St., Almaty City, Republic of Kazakhstan
[3]Institute of Chemical Sciences under name of A.B. Bekturov; 106, Ualikhanov St., Almaty City, Republic of Kazakhstan
[4]Nazarbayev University; 53, Kabanbay Batyr Ave., Astana, Republic of Kazakhstan
[a]mashekov.1957@mail.ru, [b]absadykov@mail.ru, [c]elatus78@mail.ru, [d]mashekovaaigerim@mail.ru,
[e]akimbekova_2011@mail.ru, [f] maulenova_m@mail.ru
[a]https://orcid.org/0000-0002-9577-2219, [b]https://orcid.org/0000-0001-7829-0958,
[c]https://orcid.org/0000-0001-5287-113X, [d]https://orcid.org/0000-0001-6246-9494,
[e]https://orcid.org/0000-0002-8444-1860, [f] https://orcid.org/0000-0003-3430-8102
Received 5.02.2018, accepted 9.02.2018

The stress-strain state (SSS) of the billet during rolling in helical rolls and a longitudinal-wedge mill is investigated. The finite element method and the MSC.SuperForge software have been used to obtain quantitative data and to establish the main regularities of the SSS and temperature distribution when modeling rolling in helical rolls and a longitudinal-wedge mill. Modeling by the finite element *method of the rolling process in helical rolls and a longitudinal-wedge mill, taking into account the heterogeneity of the structure, showed that, depending on the values of the mechanical properties of the inclusions, the maximum or minimum stress intensity or strain values are concentrated in nearby zones from inclusions. The results of the influence of the number of rolling passes in the helical rolls, as well as influence of the draft during rolling of strips in a longitudinal-wedge mill, on the parameters of the microstructure of aluminum alloy AD31 are presented. A comparative estimation of grain sizes of ultrafine-grained structures after rolling strips in helical rolls and a longitudinal-wedge mill is carried out. The characteristic parameters of the grain and defect structure are presented. It is shown that the sheet material of the aluminum alloy AD31 ensures the formation of a uniform ultrafine-grained structure, which leads to an increase in the strength properties of the alloy and to the preservation of good plasticity.*

Key words: aluminum alloy AD31; rolling; helical rolls; intensive plastic deformation; longitudinal-wedge mill; stress-strain state; numerical modeling; intensity of stresses and deformation; draft.

Введение

К алюминиевым сплавам, широко применяемым в самолето- и ракетостроении, предъявляется комплекс требований, определяющих их работоспособность в конструкции [1]. Немаловажную роль играют также технологические свойства сплавов, обеспечивающие дешевое и массовое производство полуфабрикатов и деталей нужной геометрии. В связи с расширением применения алюминиевых сплавов в различных областях машиностроения требования к технологичности значительно возрастают ввиду массовости производства, необходимости обеспечения его дешевизны и получения высококачественных деталей.

В последнее время интенсивно разрабатываются технологии, позволяющие получать высококачественные металлические изделия с субмикрокристаллической и ультрамелкозернистой структурой [2, 3]. Для получения данного класса материалов широко используют технологии интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как кручение под высоким квазигидростатическим давлением, равноканальное угловое прессование, всесторонняя изотермическая ковка и радиально-сдвиговая прокатка и т. д. [4–8]. Методы ИПД позволяют без значительных изменений размеров исходной заготовки преимущественно развивать макросдвиговые деформации с суммарной степенью более 2–3. Макросдвиговые деформации вызывают изменения в структуре металла за счет трансзеренного скольжения, не зависящего от кристаллической ориентации зерен. Результатом этих изменений являются повышение уровня и однородности механических свойств металла, а также снижение их анизотропии. Материалы, полученные с использованием технологий ИПД, привлекают внимание специалистов благодаря ряду уникальных свойств, многие из которых имеют непосредственное практическое применение.

Интенсивные макросдвиги в процессе листовой прокатки могут быть обеспечены разными технологическими и конструктивными способами [9]: применением заготовок и валков с волнистой или рифленой поверхностью, асимметричной прокаткой, неравномерным подстуживанием раската по его толщине и ширине, применением скрещенных валков, а также валков с выступом на поверхности и т. д. Авторы работы [9] отмечают, что во всех этих случаях интенсивные макросдвиги достигаются в результате локального деформационного воздействия на прокатываемый металл. Однако многие способы ИПД листовой прокатки не нашли широкого применения в производстве по следующим причинам: сложность изготовления валков; трудность их установки на прокатные станы и т. д.

Известно [3], что многие исследователи для прогнозирования структурообразования определяют напряженно-деформированное состояние (НДС) исследуемого процесса. Применение аналитических методов для расчета НДС листовых материалов при прокатке в валках различной конструкции имеет свои ограничения. В первую очередь к ним можно отнести сложность геометрии взаимодействующих объектов, нелинейность свойств используемых материалов, а также необходимость учета особенностей контактного взаимодействия поверхностей. Поэтому для решения задач обработки металлов давлением (ОМД) получили широкое распространение численные методы, в частности метод конечных элементов.

Следует отметить, что классическим концептуальным подходом к моделированию процессов ОМД является представление обрабатываемого металла изотропным материалом [10]. Подобный подход позволяет снизить трудозатраты процесса подготовки модели, ее расчетное время, необходимые исходные данные и расчетные ресурсы. С развитием новых современных материалов и методов ОМД требования к точности прогнозирования компьютерных моделей существенно выросли. Появилась объективная необходимость исследования распределения НДС в процессе обработки с учетом микроструктуры обрабатываемого материала.

Это, в свою очередь, привело к появлению концепции многоуровневого протекания пластической деформации [11, 12], а позже — к появлению идеи двухуровневой концепции [13] исследования процессов ОМД. Данные концептуальные подходы стали систематизацией сформированных на тот момент представлений об осуществлении и локализации деформации на различных уровнях и доказали тот факт, что изучение микроуровня НДС не может осуществляться без оценки макроуровня и наоборот. Как следствие, на данный момент появляется все больше работ [11–13], в которых наглядно демонстрируется относительно низкая прогнозирующая способность моделей с исключительно изотропным представлением деформируемого материала.

Более того, применить к ряду современных материалов подход механики сплошной среды при моделировании попросту не представляется возможным [11–13]. Это связано с тем, что в случае «усреднения» свойств сталей и сплавов не будут учитываться главные технологические особенности микроструктурного поведения этих материалов. Двухуровневая концепция исследования процессов ОМД легла в основу создания мультимасштабных моделей, расчет которых основан на парном взаимодействии макромодели (традиционная модель изотропного материала) и модели репрезентативного объема (модель участка микроструктуры). Первая модель позволяет получить общую информацию о макронагрузках и макродеформациях, которые испытывает деформируемый объем, а вторая модель отражает поведение отдельного микрообъема в конкретной точке макромодели под воздействием этих нагрузок.

Известно [14–21], что анализ микроструктуры любого сплава позволяет выделить определенные составляющие. При этом чем большее увеличение используется для анализа структуры, тем больше можно выявить структурных составляющих.

Целью настоящей работы является поиск рациональной технологии прокатки полос из алюминиевых сплавов путем исследования НДС с учетом структурных составляющих и равномерного его распределения по объему металла заготовки.

Оборудование, инструменты, материалы и методика эксперимента. Для деформирования алюминиевых сплавов в условиях ИПД использовались волнистые валки (ВВ) (на рисунке) [15], а также непрерывный продольно-клиновый стан (ПКС) для прокатки полос из стали и сплавов [16].

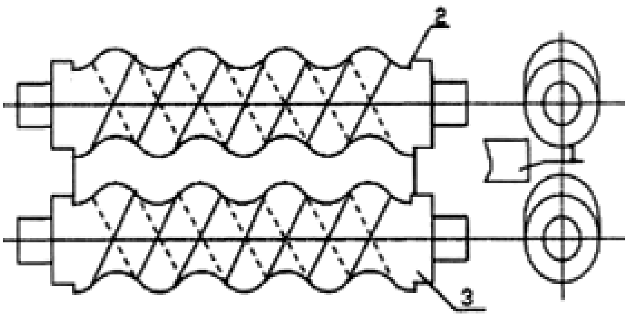

Рис. Схема волнистых валков: 1 — заготовка; 2 — верхний валок; 3 — нижний валок

ВВ имеют располагающие выступы и впадины по лево- и правовинтовой линии. При прокатке заготовки в данных валках выступы рабочей поверхности с одной стороны валков располагаются противоположно впадинам рабочей поверхности с другой стороны валков.

Непрерывный ПКС содержит рабочие клети, электродвигатель, муфту, опорные неприводные валки, рабочие приводные валки, станину, опорную плиту. Клети, имеющие привод от двигателя переменного тока, содержат рабочие и опорные валки постоянного диаметра, а в последовательно расположенных клетях диаметры рабочих валков уменьшаются в направлении прокатки.

Для прогнозирования структурообразования алюминиевых сплавов при прокатке в ВВ и ПКС было необходимо исследовать НДС заготовки при прокатке в данных валках и стане. Для определения НДС использовались широко распространенные численные методы, в частности метод конечных элементов.

Течение металла при прокатке в ВВ, в связи с постоянно меняющимися условиями трения, не является стационарным процессом, что не позволяет свести задачу к двумерной деформации и требует трехмерной математической модели. Поэтому для расчета НДС использовалась специализированная стандартная программа MSC.SuperForge. Разработанная на основе MSC.SuperForge модель при прокатке в ВВ учитывает большие пластические деформации в объеме, ограниченном инструментом весьма сложной формы (см. рисунок).

На первоначальном этапе моделирования с использованием программного комплекса «Inventor» создавались виртуальные объемные модели винтообразных валков, ПКС и заготовки, которые в последующем были импортированы в CAE-программу MSC.SuperForge и размещены соответствующим образом.

Расчет НДС заготовки при прокатке в ВВ и ПКС с применением MSC.SuperForge состоял из следующих основных этапов [17]:

1. Построение геометрии заготовки, ВВ и ПКС.

2. Задание исходных данных (выбор типа и свойств используемых конечных элементов, задание свойств материалов).

3. Создание конечно-элементной модели объекта исследования (представление геометрической модели в виде сетки конечных элементов).

4. Задание граничных условий нагружения и закрепления модели (приложение нагрузок и ограничений перемещений по заданным степеням свободы к узлам модели, описание уравнений связей контактного и других видов взаимодействия между элементами модели).

5. Выполнение расчета НДС (задание типа используемого решателя, его свойств и других настроек, определяющих ход решения задачи).

Влияние структурных элементов на НДС заготовки рассматривалось на мезоуровне, определяемом невооруженным глазом или с помощью оптического микроскопа. При этом использовалась известная методика мультимасштабного моделирования процессов деформирования, включающая в себя следующие шаги [11–13]:

1) Создание традиционной макромодели с представлением обрабатываемой заготовки как изотропного материала. Для обеспечения более точной передачи данных об НДС между уровнями мультимасштабной модели увеличена плотность конечно-элементной сетки в местах будущего расчета микроуровневой модели.

2) Для создания репрезентативного объема микроструктуры использовано предельно четкое фотоизображение микроструктуры, полученное в ходе лабораторных металлографических исследований. Размер фотоизображения подвергался корректировке под необходимые размеры репрезентативного объема. Затем, посредством использования графических редакторов,

данное фото было преобразовано в бинарное растровое черно-белое изображение.

3) Полученное изображение микроструктуры конвертировалось в используемый программный комплекс как геометрический объект и покрывалось расчетной конечно-элементной сеткой, а отдельным микроструктурным составляющим присваивались механические свойства.

4) С помощью MSC.SuperForge производился расчет полученной модели.

Для исследования процесса прокатки в ВВ и ПКС использовалась прямоугольная заготовка размером 6×100×200 мм. Прокатка полос моделировалась в трехмерной среде с разбиением заготовки на четырехузловые элементы (CTETRA). Материал заготовки — алюминиевый сплав АД31. В отличие от традиционной последовательности выполнения этапов моделирования, в модуле построения модели присвоение свойств материалов осуществлялось после разбиения на сетку отдельных конечных элементов, что позволяет обеспечить учет неоднородности структуры.

Для моделирования пластичности материала заготовки выбрана упругопластическая модель Джонсона – Кука. Из базы данных программного комплекса MSC.SuperForge задавались реологические свойства.

Следует отметить, что при разбиении модели на сетку конечных элементов выбиралось минимальное количество элементов, которое обеспечивало сходимость результатов расчета и отсутствие несплошностей и пустот в местах криволинейной геометрии.

Прокатка осуществлялась по следующему режиму: нагрев до температуры 320 °С, прокатка четырьмя проходами в ВВ до толщины 5,9 мм, охлаждение и прокатка при комнатной температуре на ПКС до толщины 1,5 мм.

Для расчета НДС использовались технические характеристики рабочих клетей предлагаемого ПКС. В MSC.SuperForge инструменты принимаются абсолютно жесткими и обеспечивают только свойства теплопроводности и теплопередачи, т. е. удельная теплопроводность, удельная теплоемкость и плотность приняты во внимание, а механические свойства игнорируются. Из базы данных материалов назначен материал инструмента — ШХ15. Для этого материала плотность и тепловые свойства назначены программой по умолчанию. Контакт между валком и листом смоделирован трением по Кулону, коэффициент трения принят равным 0,3.

Температурный режим при прокатке состоит из теплообмена между валком, листом и окружающей средой, а также из теплового эффекта за счет деформации металла. Процесс прокатки проходит при комнатной температуре, поэтому начальная температура валка принята равной 20 °С.

Запускается приложение MSC.SuperForge. Шаговым методом рассчитываются перемещения U, компоненты тензора деформации ε, компоненты тензора скорости деформации ξ, компоненты тензора напряжения σ, интенсивность деформаций, интенсивность напряжений, сила нормального давления, распределение температур по объему заготовки.

Условие разрушения алюминиевого сплава АД31 при прокатке в ВВ и ПКС оценивалось по формуле [18]:

$$\psi = \int_0^t \frac{H(\tau)d\tau}{\Lambda_p[k_{ж}(\tau)]} = \frac{\Lambda}{\Lambda_p[k_{ж}(\varepsilon)]}, \quad (1)$$

где $\Lambda_р$ — предельная пластичность металла, зависящая от напряженного состояния; $\Lambda = \int_0^{\tau} H(\tau)d\tau$ — степень деформации сдвига; H — интенсивность скоростей деформации сдвига.

Степень деформации сдвига за весь этап деформирования рассчитывалась по формуле:

$$\Lambda = \Sigma \Gamma_i .$$

Для построения кривой предельной пластичности $\Lambda_р$ – k_ξ алюминиевого сплава АД31 использовалась предлагаемая нами методика [3]. Из деформированной заготовки вырезались образцы конической, цилиндрической и бочкообразной формы. Образцы осаживались до появления первой трещины, и строилась зависимость $\Lambda_р$ – k_ξ. Полученные значения предельной пластичности использовались для расчета степени использования ресурса пластичности (СИРП).

В лабораторных условиях проведена серия экспериментов по прокатке полос в ВВ и ПКС. В качестве материала заготовки был выбран алюминиевый сплав АД31 размером 6×150×400 мм. Химический состав сплава приведен в таблице.

Химический состав алюминиевого сплава АД31

Содержание легирующих элементов, *масс. %*					
Mg	Si	Cu	Mn	Cr	Fe
0,45 – 0,50	0,41-0,48	0,001 – 0,015	0,001 – 0,01	0,001 – 0,003	0,18 – 0,21

Прокатка на стане с ВВ осуществлялась по следующим режимам:

– нагрев до температуры 320 °С, выдержка 2 ч, прокатка двумя проходами в ВВ до толщины 5,8 мм, подогрев при температуре 320 °С, выдержка 30 мин, прокатка двумя проходами в ВВ до толщины 5,0 мм, охлаждение до комнатной температуры и прокатка на пятиклетевом ПКС до толщины 1,5 мм;

– нагрев до температуры 320 °С, выдержка 2 ч, прокатка четырьмя проходами в ВВ до толщины 5,6 мм, подогрев при температуре 320 °С, выдержка 30 мин, прокатка четырьмя проходами в ВВ до толщины 5,0 мм, охлаждение до комнатной температуры и прокатка на пятиклетевом ПКС до толщины 1,5 мм;

– нагрев до температуры 320 °С, выдержка 2 ч, прокатка шестью проходами в ВВ до толщины 5,4 мм, подогрев при температуре 320 °С, выдержка 30 мин, прокатка шестью проходами в ВВ до толщины 5,0 мм, охлаждение до комнатной температуры и прокатка на пятиклетевом ПКС до толщины 1,5 мм;

– нагрев до температуры 320 °С, выдержка 2 ч, прокатка восемью проходами в ВВ до толщины 5,2 мм, подогрев при температуре 320 °С, выдержка 30 мин, прокатка восемью проходами в ВВ до толщины 5,0 мм, охлаждение до комнатной температуры, прокатка на пятиклетевом ПКС до толщины 1,5 мм.

Прокатку в первом и последующем проходах осуществляют с единичным обжатием $\varepsilon = \Delta h_B / H_o$ и $\varepsilon = 2\Delta h_B / H_o$ (где Δh_B — высота выступа или глубина впадины волнистой рабочей поверхности; H_o — высота заготовки перед прокаткой) соответственно.

Металлографический анализ проведен с использованием энергодисперсного спектрометра JNCA ENERGY (Англия), установленного на электронно-зондовом микроанализаторе JEOL при ускоряющем напряжении 25 кВ. Диапазон увеличений прибора JEOL — от 40 до 40 000 крат. Принцип работы микроанализатора: высокоэнергетический (25 кэВ) узкий (1 мкм) луч электронов направляется на образец, где разворачивается в растр (кадр), сканируя образец, при этом регистрируются вторичные электроны, испускаемые образцом. Получаемая картина очень похожа на оптические фотографии, но за счет того, что луч электронов очень тонкий (≈ 1–2 мкм), глубина фокуса значительно выше, чем у оптических фотографий, и используемое увеличение значительно выше. Соответственно, удается различать более мелкие структурные составляющие образца.

Количественный анализ параметров дефектной субструктуры осуществлялся стандартными методами. Шлифы для металлографического исследования готовились по традиционной методике на шлифовальных и полировочных кругах. Для травления образцов был использован концентрированный раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Величина зерна ($D_з$, *мкм*) определялась методом секущих (по измерению ~300 зерен) в предположении, что зерна имеют сферическую форму, исходя из величины средней хорды (X), по формуле: $D_з = 4/\pi \cdot X_{средн}$.

Рентгенографический анализ проводился на аппаратурно-программном комплексе на базе рентгеновского дифрактометра D8 Advance (Bruker-Axs, Германия). В процессе анализа использовалось монохроматизированное Cu-Kα-излучение с длиной волны λ = 1,5406 Å. Напряжение на рентгеновской трубке составляло 40 кВ, сила тока — 30 мА, шаг сканирования для обзорных рентгенограмм — 0,052θ (для уточнения — 0,012θ), экспозиция в точке — 1 и 5 с соответственно, угловой интервал регистрации спектров — 3–90 °2q. Обработка полученных данных дифрактограмм и расчет межплоскостных расстояний проводились с помощью программного обеспечения EVA. Расшифровка проб и поиск фаз проводились по программе Search/match с использованием базы дифрактометрических данных PDF-2 [19–23].

Механические испытания на растяжение плоских образцов проводились на универсальной испытательной машине «Instron 5882». По результатам испытания образцов при комнатной температуре оценивались предел текучести ($\sigma_{0.2}$), предел прочности (σ_B) и относительное удлинение (δ) по методикам, описанным в ГОСТ 1497-84.

Перед испытаниями на растяжение образцы подвергались термической обработке, состоящей из закалки и последующего старения. Температура нагрева под закалку составляла 450 °С, выдержка при этой температуре — 2 ч, охлаждение — в масле. Старение проводилось при температуре 120 °С в течение 5 ч.

Результаты и обсуждение. На основе полученных результатов численного моделирования установлено, что:

– в начальный момент прокатки интенсивность напряжений и деформаций локализуется в контактных зонах заготовки с рабочими поверхностями выступов валков;

– увеличение единичного обжатия приводит к переносу акцента интенсивности напряжений и деформаций от контактных зон к зонам полосы, располагающимся под наклонными рабочими поверхностями выступов и впадин валков;

– в процессе прокатки в ВВ зоны контакта инструмента с полосой охлаждаются, при этом в зонах действия изгибающих деформаций температура повышается;

– в 2-м, 3-м и 4-м проходах прокатки в ВВ величины интенсивности напряжений и деформаций повышаются под дугообразными участками выступов и впадины валков;

– прокатка в предлагаемом инструменте, имеющем одинаковые размеры выступов и впадин рабочей поверхности валков, а также выступы или впадины верхнего валка, расположенные противоположно впадинам и выступам нижнего валка соответственно, с вышеуказанными единичными обжатиями позволяет многократным изгибом деформировать заготовку малой толщины без изменения ее размеров;

– разработанный способ прокатки полосы в ВВ обеспечивает ее интенсивную знакопеременную деформацию. Максимально возможный сдвиг реализуется при отношении ширины выступа к ширине впадины, равном 0,8…0,9;

– многократный изгиб позволяет увеличить показатель степени деформации сдвига и, таким образом, достичь эффективного измельчения структуры сплавов, т. е. повысить качество получаемых листов;

– использование заготовки малой толщины и знакопеременная деформация изгибом приводят к повышению производительности и снижению трудоемкости при получении листов, при этом снижаются энергосиловые параметры процесса;

– при прокатке в валках с волнистыми рабочими поверхностями происходит смещение образующихся при прокатке выступов и впадин по ширине прокатываемой полосы, что создает дополнительные макросдвиги по сечению заготовки и способствует увеличению интенсивности деформаций;

– прирост величины интенсивности деформаций в случае прокатки в валках с волнистыми рабочими поверхностями в два раза выше, чем при прокатке в цилиндрических валках;

– увеличение интенсивности деформаций приведет к формированию равноосной однородной ультрамелкозернистой структуры по сечению полосы;

– при моделировании процесса прокатки полос из алюминиевых сплавов с различными структурными составляющими (включениями) происходит повышение или уменьшение максимальных значений интенсивности напряжений и деформаций в непосредственной близости от включений. Это объясняется величинами механических свойств включений, т. е. величины механических свойств включений больше или меньше механических свойств материала полос.

Анализ результатов моделирования процесса прокатки в ВВ с большим расположением включений в поверхностной области обрабатываемой заготовки показывает, что величина интенсивности напряжений повышается или уменьшается в данной области. Это может привести к «ужесточению» или «смягчению» коэффициента жесткости схемы напряженного состояния заготовки при прокатке алюминиевых сплавов в данных валках.

Повышенное содержание включений в центральной части заготовки также приводит к повышению или уменьшению интенсивности напряжений в данной области заготовки.

Таким образом, наличие в структуре листов неметаллических включений приводит к значительному увеличению или уменьшению показателя напряженного состояния. В этом случае возможность разрушения листового проката зависит от схемы напряженного состояния заготовки при прокатке в ПКС.

При прокатке заготовок из алюминиевого сплава АД31 в ВВ СИРП не превышает единицы, что показывает отсутствие нарушения сплошности материала заготовки при прокатке в данных валках.

Расчет и анализ НДС при прокатке полос в ПКС показывает, что:

1) при прокатке в первой клети ПКС интенсивность напряжений и деформаций локализуется в зонах захвата металла валками;

2) с увеличением обжатия величины интенсивности напряжений и деформаций увеличиваются в центре и по краям деформируемой заготовки;

3) деформирование в последующих клетях ПКС позволяет постепенно перенести участок сосредоточения интенсивности деформаций от поверхностной зоны к центральным слоям заготовки, а затем равномерно деформировать полосу по всей ее длине;

4) равномерное распределение интенсивности деформаций и напряжений по клетям стана приводит к равномерному распределению интенсивности деформаций сдвига (накопленной деформации) по очагу деформации;

5) наиболее равномерное распределение накопленной деформации по высоте и длине прокатываемой полосы получено при прокатке с единичным обжатием в первой, второй и третьей клети 20 %, в четвертой клети — 15 %; в пятой — 10 %;

6) в процессе прокатки в клетях ПКС в зонах локализации деформаций температура повышается, при этом участки металла с сравнительно высокой температурой перемещаются вместе с очагом деформации;

7) при прокатке в ПКС полос из алюминиевых сплавов с различными структурными составляющими (включениями) происходит небольшое повышение или уменьшение величины интенсивности напряжений и деформаций в непосредственной близости от включений листов.

Необходимо отметить, что при деформировании заготовок из алюминиевого сплава АД31 на ПКС СИРП также не превышает единицы, что показывает отсутствие нарушения сплошности материала заготовки при прокатке в данном стане.

Эксперименты, проведенные в лабораторных условиях, показали, что в исходном состоянии заготовка сплава АД31 имела неоднородную микроструктуру, состоявшую из крупных нерекристаллизованных зерен со средним размером ~389 мкм в продольном и ~393 мкм в поперечном направлениях. По границам данных зерен располагались мелкие зерна размером ~56-73 мкм.

Исследование структурного состояния алюминиевого сплава АД31 после прокатки в ВВ двумя и четырьмя проходами (режимы 1 и 2) показывает, что в сечении, перпендикулярном плоскости прокатки, формируется микрополосовое структурное состояние. При этом повышается плотность внутризеренных дислокаций, образуются полосы сдвига шириной до 16–53 мкм. Деформация в виде полос сдвига происходит преимущественно внутри больших зерен. Наиболее вероятные значения ширины микрополос с большеугловыми границами после прокатки четырьмя проходами лежат в пределах от 21 до 34 мкм. Ширина микрополос с малоугловыми границами может меняться от 6 до 9 мкм при наиболее вероятных значениях около 7 мкм.

Прокатка в ВВ шестью и восемью проходами (режимы 3 и 4) приводит к уменьшению ширины микрополос, происходит образование более тонких полос сдвига на границах исходных широких микрополос. После прокатки шестью и восемью проходами в поперечном сечении полосы формируется ярко выраженная полосовая структура с межграничным расстоянием, не превышающим 12–27 мкм при наиболее вероятных значениях 16–21 мкм.

Подогрев заготовок до температуры 320 °С и прокатка их в ВВ двумя и четырьмя проходами (режимы 1 и 2) привели к дополнительному измельчению и формированию зеренно-субзеренной структуры в алюминиевом сплаве АД31. Размер отдельных зерен достигает 61–75 мкм.

Деформирование шестью и восемью проходами в ВВ заготовок, подогретых до температуры 320 °С (режимы 3 и 4), привело к формированию в продольном и поперечном сечениях заготовки однородной и равноосной структуры. При этом происходит дальнейшее измельчение зеренно-субзеренной структуры. В результате прохождения разупрочняющих процессов в металле заготовки формируется полигонизованная или рекристаллизационная структура по всему объему прокатываемых полос со средним размером зерен около 8–12 мкм. В приграничных областях зерен образуются большеугловые границы. Плотность дислокаций очень высокая, и подсчитать ее величину по изображениям структуры не представилось возможным.

Такое эффективное измельчение структуры по всему сечению заготовки связано со знакопеременной деформацией в продольном и поперечном сечениях заготовки. При этом происходит смещение образующихся при прокатке выступов и впадин по ширине прокатываемой полосы, что создает дополнительные макросдвиги по сечению заготовки. Создание этих макросдвигов приводит к дополнительному измельчению структуры металлов и сплавов, т. е. создаются дополнительные условия для получения качественного проката.

Можно предположить, что с ростом степени деформации на последующих проходах прокатки в ВВ измельчение структуры происходит не только двойникованием, но и формированием ячеистых субструктур в результате развития процессов скольжения дислокаций. При больших степенях накопленной деформации границы бывших двойников и субзерен трансформируются в большеугловые.

Таким образом, при прокатке в ВВ действие знакопеременных механизмов деформации обеспечивает фрагментацию и переориентацию кристаллической решетки. При этом в поперечном направлении заготовки с высокой плотностью формируются большеугловые границы.

Для исследования влияния прокатки в ПКС на формирование микроструктуры алюминиевого сплава АД31 пòлосы, прокатанные в ВВ, далее прокатывали на ПКС при температуре 20 °С. Изучение структуры показало, что прокатка при комнатной температуре существенно влияет на микроструктуру сплава. Микроструктура полос из алюминиевого сплава АД31 после прокатки в ВВ с двумя и четырьмя проходами и прокатки на ПКС (режимы 1 и 2) характеризуется наличием субзерен, образовавшихся внутри бывших полос деформации. Средний размер субзерен составляет 17–26 мкм.

Прокатка на ПКС заготовок, деформированных в ВВ шестью и восемью проходами (режимы 3 и 4), приводит к образованию структуры с ультрамелкозернистым размером. В результате прохождения разупрочняющих процессов по всему объему прокатываемых полос формируется структура в диапазоне ультрамелкозернистого размера от 940 до 1 370 нм. Полученная ультрамелкозернистая структура характеризуется однородностью по размерам зерен во всем объеме материала. На изображениях микроструктуры после прокатки на ПКС наблюдались отчетливые изображения границ зерен. Вид микроструктуры указывал на формирование зерен с преимущественно большеугловыми границами.

Таким образом, эволюция структуры алюминиевого сплава АД31 в процессе прокатки в ВВ и на ПКС происходит в следующем порядке:

– образование деформационной субструктуры (дислокационной и двойниковой) с полосами шириной порядка 12–27 мкм;

– формирование поперечных границ внутри полос, повышение внутренних напряжений и искажений исходной кристаллической решетки;

– развитие разупрочняющих процессов как полигонизация и первичная рекристаллизация с формированием ультрамелкозернистой структуры размером 940 – 1 370 нм.

В работе произведена оценка параметров прочности и пластичности сплава АД31 после прокатки в ВВ и ПКС, а также термообработки. Следует отметить, что на прочностные свойства ультрамелкозернистых материалов влияет не только средний размер зерна, но, главным образом, природа, размер и распределение дисперсных частиц. Дополнительно проведенное EDS-картирование поверхности (энергодисперсионный рентгеновский микроанализ, картирование поверхности по элементному составу) показало, что в сплаве АД31 на границах зерен выделяются фазы Mg_2Si.

Сплав, деформированный двумя, четырьмя и шестью проходами в ВВ и прокатанный на ПКС (режимы 1, 2 и 3), демонстрирует более низкие показатели прочности и пластичности, чем после прокатки восемью проходами в ВВ и на ПКС. Это связано с тем, что структура сплава после деформирования двумя, четырьмя и шестью проходами в ВВ и прокатки на ПКС состоит из сравнительно крупных и средних зерен (в зависимости от количества проходов) и содержит строчечные скопления фазы Mg_2Si, расположенные под углом 45° к оси растяжения, т. е. они совпадают с направлением действия максимальных сдвиговых напряжений.

Показано, что сплав АД31 после прокатки восемью проходами в ВВ и на ПКС (режим 4) демонстрирует наиболее высокие механические свойства. По всей видимости, это обусловлено оптимальным сочетанием структурного упрочнения, связанного с размером зерен, и дисперсионного упрочнения, связанного, главным образом, с когерентными частицами Mg_2Si фазы в теле зерен.

Выводы

1. Прокатка в нижнем левовинтовом и верхнем правовинтовом валках с противоположно располагающимися выступами и впадинами приводит к локализации интенсивности деформации на начальном этапе прокатки в контактных зонах заготовки, а на последующих этапах — в зонах под наклонными участками выступов и впадин валков.

2. Сосредоточение интенсивности деформаций в контактных зонах и под наклонными участками выступов и впадин валков способствует получению полос с ультрамелкозернистой структурой путем подбора рациональных деформационных режимов прокатки.

3. Разработана и экспериментально подтверждена методика конечно-элементного моделирования, заключающаяся в корректной постановке задачи и граничных условий, при которых присвоение свойств материалов осуществляется по отдельным конечным элементам, что позволяет обеспечить учет неоднородности структуры на распределение НДС при прокатке алюминиевых сплавов в ВВ и ПКС.

4. Моделирование методом конечных элементов процесса прокатки в ВВ и ПКС с учетом параметров неоднородности структуры показало, что, в зависимости от величин механических свойств включений, максимальные или минимальные значения интенсивности напряжений или деформаций сосредоточиваются в близлежащих от включений зонах.

5. Результаты исследований эволюции микроструктуры длинномерных заготовок на разных стадиях их изготовления показали возможность получения полос с ультрамелкозернистой структурой с использованием ИПД.

6. Сохранение достаточной пластичности алюминия после прокатки в ВВ позволяет провести формообразующие операции на ПКС, которые способствуют дополнительному измельчению зеренной структуры заготовки и формированию высокой плотности дислокаций.

Литература

1. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Берстенев В.В. Влияние типа структур на свойства холоднокатаных листов //Технология легких сплавов. 2002. № 4. С. 26-31.

2. Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К. Прочность и механизм разрушения наноструктурированного алюминиевого сплава АК4-1 в широком интервале температур // Фундаментальные исследования. 2012. № 3, Ч. 2.С. 391-395.

3. Машеков С.А., Смайлова Н.Т., Машекова А.С. Проблемы ковки титановых сплавов и их решения. Саарбрюккен: LAP LAMBERT: Academic Publishing, 2013. Ч.1. 230 с; Ч. 2. 251 с.

4. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ Академкнига, 2007. 398 с.

5. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002. 438 с.

6. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации. Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. 86 с.

7. Эфрос Б.М., Попова Е.В., Эфрос В.А. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и упрочнение поликристаллического никеля // Металлы. 2005. № 6. С. 31-35.

8. Валиев Р.З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации. Российские нанотехнологии. 2006. Т. 1, № 1-2. С. 208-216.

9. Трайно А.И., Полухин В.П., Николаев В.А. Интенсивные макросдвиги как нетрадиционное средство обеспечения высокого качества листового проката // Металлург. 2011. № 5. С. 57-63.

10. Zerilli, F.J., Armstrong, R.W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations // JournalofAppliedPhysics.1987. № 61 (5). P. 1816-1825.

11. Бунова Г.З., Воронин С.В., Гречников Ф.В., Юшин В.Д. Компьютерное моделирование процесса вытяжки полых стаканчиков из сплава АМг6 с учетом реальной структуры материала // Изв. Самар. науч. центра Рос. акад. наук. 2009. Т. 11, № 3-1. С. 219–224.

12. Константинов Д.В., Бзовски К., Корчунов А.Г., Пьетчшек М.А. Моделирование процессов осесимметричного деформирования с учетом микроструктуры металла // Компьютерные исследованияи моделирование. 2015. Т. 7, № 4. С. 897−908.

13. Солошенко А.Н. Разработка метода моделирования напряженно-деформированного состоянияпри обработке давлением структурно-неоднородных материалов: автореф. дис. … канд. техн. наук. Екатеринбург, 2000. 19 с.

14. Геллер Ю., Рахштадт А.Г. Материаловедение. (Методы анализа, лабораторные работы и задачи) Издание 6, переработанное и дополненное. М.: Металлургия, 1989. 455 с.

15. Машеков С.А., Абсадыков Б.Н., Курмангалиева Л.А. Инструмент для горячей прокатки металлов и сплавов: пат. 16804, Республика Казахстан. Опубл. 16.01.06, Бюл. № 1. 2 с.

16. Машеков С.А., Ашкеев Ж.А., Машекова А.С., Биякаева Н.Т. Непрерывный стан для прокатки полос из сталей и сплавов: пат. 20969, Республика Казахстан. Опубл. 16.03.09, Бюл. № 3.

17. Иванов К.М., Шевченко В.С., Юргенсон Э.Е. Метод конечных элементов в технологических задачах ОМД: С-Пб: Институт машиностроения. 2000. 217 с.

18. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1986. 688 с.

19. Industrial Applications of X-Ray Diffraction. Ed: F. Smith. Darien. Illinois. USA. 1999. 1024 p.

20. Маркушев М.В. К вопросу об эффективности некоторых методов интенсивной пластической деформации, предназначенных для получения объемных наноструктурных материалов // Письма о материалах. 2011. Т.1, Вып. 1. С. 36-42.

21. Утяшев Ф.З. Современные методы интенсивной пластической деформации. Уфа: УГАТУ, 2008. 313 с.

22. Чукин М.В., Салганик В.М., Полецков П.П, Денисов С.В., Кузнецова А.С., Бережная Г.А., Гущина М.С. Основные виды и области применения наноструктурированного высокопрочного листового проката // Вестн. МГТУ им. Г.И. Носова. 2014. № 4. С. 41-44.

23. Стасовский Ю.Н., Страшна В.В. Исследование мирового уровня, анализ традиционных технологий и разработка концептуальных основ перспективного применения нанотехнологий и наноматериалов при изготовлении прецизионной металлопродукции // Металл и литье Украины. 2010. № 3. С. 8-13.

References

1. Fridlyander I.N., Grushko O.E., Berstenev V.V. Influence of structures type on the properties of cold-rolled sheets // Tekhnologiya legkikh splavov. 2002. № 4. P. 26-31.

2. Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Islamgaliev R.K. Solidity and destruction mechanism of the nanostructured aluminum alloy AK4-1 in a broad temperature interval // Fundamental research. 2012. № 3, Ch. 2. P. 391-395.

3. Mashekov S.A., Smaylova N.T., Mashekova A.S. Problems of titanium alloys forging and their solutions. Saarbryukken: LAP LAMBERT: Academic Publishing, 2013. Ch.1. 230 p; Ch. 2. 251 p.

4. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Volumetric nanostructured metal materials. M.: IKTs Akademkniga, 2007. 398 p.

5. Kaybyshev O.A., Utyashev F.Z. Superplasticity, grinding of structure and processing of hard-deformed alloys. M.: Nauka, 2002. 438 p.

6. Beygel'zimer Ya.E., Varyukhin V.N., Orlov D.V. Screw extrusion is a process of deformation accumulation. Donetsk: Firma TEAN, 2003. 86 p.

7. Efros B.M., Popova E.V., Efros V.A. Influence of intensive lastic deformation on the structure and hardening of polycrystalline nickel // Russian Metallurgy (Metally). 2005. № 6. P. 31-35.

8. Valiev R.Z. The creation of nanostructured metals and alloys with unique properties, using intense plastic deformation. Rossiyskie nanotekhnologii. 2006. T. 1, № 1-2. P. 208-216.

9. Trayno A.I., Polukhin V.P., Nikolaev V.A. Intensive macroshifts as an unconventional means of providing high quality sheet metal rolling // Metallurg. 2011. № 5. P. 57-63.

10. Zerilli, F.J., Armstrong, R.W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations // JournalofAppliedPhysics.1987. № 61 (5). P. 1816-1825.

11. Bunova G.Z., Voronin S.V., Grechnikov F.V., Yushin V.D. Computer modelling of hollow cups extract process made of AMg6 alloy taking into account the real structure of the material // Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences. 2009. T. 11, № 3-1. P. 219-224.

12. Konstantinov D.V., Bzovski K., Korchunov A.G., P'etchshek M.A. Modeling of processes of axisymmetric deformation taking into account the microstructure of metal // Computer Research and Modeling. 2015. T. 7, № 4. P. 897-908.

13. Soloshenko A.N. Development of the stress-strain state modeling method during the processing by pressure of structurally heterogeneous materials: avtoref. dis. … kand. tekhn. nauk. Ekaterinburg, 2000. 19 p.

14. Geller Yu., Rakhshtadt A.G. Materials Science. (Methods of analysis, laboratory works and tasks). Izdanie 6, pererabotannoe i dopolnennoe. M.: Metallurgiya, 1989. 455 p.

15. Mashekov S.A., Absadykov B.N., Kurmangalieva L.A. Tool for hot rolling of metals and alloys: pat. 16804, Respublika Kazakhstan. Opubl. 16.01.06, Byul. № 1. 2 s.

16. Mashekov S.A., Ashkeev Zh.A., Mashekova A.S., Biyakaeva N.T. Continuous mill rolling for steels and alloys: pat. 20969, Respublika Kazakhstan. Opubl. 16.03.09, Byul. № 3.

17. Ivanov K.M., Shevchenko V.S., Yurgenson E.E. The finite element method in the technological tasks of OMD: S-Pb: Institut mashinostroeniya. 2000. 217 p.

18. Kolmogorov V.L. Mechanics of metal processing by pressure. M.: Metallurgiya, 1986. 688 p.

19. Industrial Applications of X-Ray Diffraction. Ed: F. Smith. Darien. Illinois. USA. 1999. 1024 p.

20. Markushev M.V. On the effectiveness of some methods of intense plastic deformation, intended for obtaining bulk nanostructured materials // Letters on Materials. 2011. T. 1, Vyp. 1. P. 36-42.

21. Utyashev F.Z. Modern methods of intensive plastic deformation. Ufa: UGATU, 2008. 313 p.

22. Chukin M.V., Salganik V.M., Poletskov P.P, Denisov S.V., Kuznetsova A.S., Berezhnaya G.A., Gushchina M.S. The main types and areas of application of nanostructured high-strength sheet metal rollings / Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2014. № 4. P. 41-44.

23. Stasovskiy Yu.N., Strashna V.V. World-level research, analysis of traditional technologies and development of conceptual bases for the prospective application of nanotechnologies and nanomaterials in the manufacture of precision metal products // Metall i lit'e Ukrainy. 2010. № 3. P. 8-13.