

**«ТАУ-КЕН МЕТАЛЛУРГИЯ КЕШЕНДЕРІНІҢ  
ИННОВАЦИЯЛЫҚ ДАМУЫ»**

Халықаралық ғылыми-тәжірибелік  
конференциясының еңбектер жинағы

**2017 жылдың 18-19 мамыры, Алматы**

Сборник трудов  
Международной научно-практической конференции

**«ИННОВАЦИОННОЕ РАЗВИТИЕ  
ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА»**

**18-19 мая 2017 г., Алматы**

Collection of scientific works of  
International Scientific and Practical Conference

**“INNOVATIVE DEVELOPMENT OF MINING  
AND METALLURGICAL COMPLEX”**

**May 18-19, 2017, Almaty**

**Алматы 2017**

УДК 622 (063)  
ББК 33  
Т 31

**Организаторы:**

Министерство образования и науки Республики Казахстан.  
Горно-металлургический институт имени О.А. Байконурова КазНИТУ имени К.И. Сатпаева

**НАС ПОДДЕРЖАЛИ:**

*ученики и последователи школы Н.Х. Давильбекова*

**Редакционная коллегия:**

*Абишева З.С. д.х.н., Крупник Л.А. д.т.н., Столповских И.Н. д.т.н., Елемесов К.К. к.т.н.,  
Бейсенов Б.С. к.т.н., Бортебаев С.А. к.т.н.*

**Тезисы трудов.** Международной научно-практической конференции «Инновационное развитие горно-металлургического комплекса» (18-19 мая 2017 г.) – Алматы 2017. – 193 с. – на рус. и англ. яз.  
**Т 31** ISBN 978-601-323-041-2

*В сборник включены тезисы докладов, представленные на Международную научно-практическую конференцию «Инновационное развитие горно-металлургического комплекса» приуроченную к 80-летию со дня рождения основателя школы прокатки Казахстана, выдающегося ученого Н.Х. Давильбекова.*

*Сборник представляет интерес для научных и инженерно-технических работников специализирующихся в области металлургии, развитие нанонауки и нанотехнологии, проблемы прокатного производства и пути их решения экологии промышленной безопасности, материаловедение и металлообработка, техника и технологии разведки, добычи и транспортировки нефти, а также студентов металлургических и других специальностей, бакалавров, магистрантов и докторантов.*

УДК 622 (063)  
ББК 33

ISBN 978-601-323-041-2

Цементитная пластина перлита претерпевает дробление и измельчение с размерами отдельных кусков пластины от 0,5 мкм до 1,5 мкм, а при традиционной прокатке без ИПД, пластины – сильно вытянутые, расположены по всей длине зерна и их длина доходит до 3 и более мкм.

Измельчение зерен и дробление цементитных пластин обеспечивают необходимые условия для получения высокого комплекса механических свойств (прочностных и пластических).

В результате появляется возможность получения более высокого уровня класса арматуры из стали марки Ст5пс, например из класса А-III (Ат400) к классу А-IV (Ат600), а возможно и к А-V (Ат800).

#### **Выводы:**

1. Описаны процессы ИПД и ТМО арматурного проката.
2. Проведено исследование формирования тонкой структуры арматурной стали при совместном воздействии процессов ИПД и ТМО.
3. Результаты исследования показали значительное измельчение структуры арматурной стали при совместном воздействии ИПД и ТМО.

#### **ЛИТЕРАТУРА**

1. Найзабеков А.Б., Быхин М.Б., Ногаев К.А., Быхин Б.Б. О реализации интенсивных пластических деформаций при прокатке в системе калибров «ромб-квадрат». // Сборник научных трудов VII Международной научно-практической конференции «Научно-технический прогресс в металлургии». Том 2. г. Темиртау, КГИУ. 11-12 октября 2013 год, -С.50-58.
2. Патент РК №25272. Способ горячей прокатки слитков и непрерывнолитых заготовок. Найзабеков А. Б.; Быхин М. Б.; Ногаев К. А.; Быхин Б. опубл. 15.05.2013, Бюл. №5.
3. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
4. Б.Б. Быхин, А.Р. Толеуова, Д.К. Калмырзаев, М.Ж. Абишкенов. Қарқынды пластикалық деформациядан кейінгі болаттың құрылымы. // Сборник научных трудов VIII Международной научно-практической конференции «Научно-технический прогресс в металлургии», г.Темиртау, КГИУ. 23-24 октября 2015 г. -С. 371-376.

**Аңдатпа.** Мақалада №12 арматуралық профилін қарқынды пластикалық деформациялау (ҚПД) және термомеханикалық өңдеу (ТМӨ) суреттелген. ҚПД іске асыру мақсатында арматуралық профильді прокат станыныда прокаттау орындалған. ТМО қондырғысының конструкциясы көрсетілген. ҚПД мен ТМӨ кезіндегі құрылым мен фазалардың түзілу ерекшеліктері қарастырылған. Tescan Vega LS микроскобында құрылымдық зерттеулер жүргізілген. Жұқа құрылым үлгілері келтірілген. Перлиттің цементитті пластинасының құрылымдары көрсетілген және талданған.

**Summary.** The article describes severe plastic deformation (SPD) and thermomechanical treatment (TMT) of the rebar profile №12. There is implemented rolling rebar rolling mill for the implementation of SPD. There is shown installation of TMT design. There is considered of the features of structure formation and phase of SPD and TMT. There are given structural studies on the microscope Tescan Vega LS. There are given of the fine structure samples. There are shown and analyzed of the structure of the plate cementite pearlite.

УДК 669.715:539.89:539.24'25

**Машеков С.А., Акимбекова М. М., Машекова А.С., Тусупкалиева Э. А., Мауленова М.Р.**  
(КазННТУ им. К.И. Сатпаева [mashekov.1957@mail.ru](mailto:mashekov.1957@mail.ru))

#### **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АД31 ПОСЛЕ ПРОКАТКИ В ВИНТООБРАЗНЫХ ВАЛКАХ**

**Аннотация.** В работе исследовано напряженно-деформированное состояние заготовки при прокатке винтообразных и гладких валков. Методом конечных элементов и программой MSC.SuperForge получены количественные данные и установлены основные закономерности распределения НДС, температуры при моделировании прокатки в волнистых и гладких валках. Приведены результаты исследований влияния количество проходов и единичных обжатии при прокатке полос в волнистых и гладких валках на параметры микроструктуры алюминиевого сплава АД31. Проведена сравнительная оценка размеров зерен ультрамелкозернистой структур после прокатки полос в волнистых и гладких валках. Представлены характерные параметры зеренной и дефектной структуры. Показано, что в листовом материале из алюминиевого сплава АД31 обеспечивается формирование однородной ультрамелкозернистой структуры, что приводит к повышению прочностных свойств сплава и к сохранению хорошей пластичности.

**Ключевые слова:** Алюминиевый сплав АД31, прокатка, винтообразные валки, интенсивное пластическая деформация, стан, напряженно-деформированное состояние, численное моделирование, интенсивность напряжений и деформаций, единичное обжатие.

## **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 получение высококачественных деталей.

В последнее время интенсивно разрабатываются технологии, позволяющие получить высококачественные металлические изделий с субмикроструктурной 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 является 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 свое широкое применение в производстве по следующим причинам: сложность изготовления валков; трудность установки их на прокатные станы и т.д.

Известно [3], что многие исследователи для прогнозирования структурообразования определяют напряженно-деформированное состояния (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, к ряду современных материалов применить подход механики сплошной среды при моделировании попросту не представляется возможным [11-13]. Это связано с тем, что в случае «усреднения» свойств сталей и сплавов будут не 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 макромоделей (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 макромоделей под воздействием этих нагрузок.

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

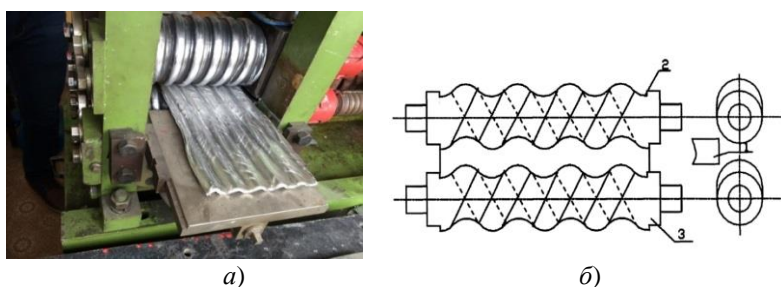
Целью работы является путем исследования НДС с учетом структурных составляющих и равномерного его распределения по объему металла заготовки разработка рациональной технологии прокатки полос из алюминиевых сплавов.

**Оборудования, инструменты, материалы и методика эксперимента.** Для деформирования алюминиевых сплавов в условиях ИПД нами было использовано винтообразные валки для прокатки полос из стали и сплавов (рисунок 1) [15].

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

Для прогнозирования структурообразования алюминиевых сплавов при прокатке в винтообразных валках нам необходимо было исследовать напряженно-деформированное состояние (НДС) заготовки при прокатке в данных валках. Для определения НДС использовали широко распространенные численные методы, в частности – метод конечных элементов.

Течение металла при прокатке в винтообразных валках не является процессом стационарным, в связи с постоянно меняющимися условиями трения, что не позволяет свести задачу к двумерной деформации и требует трехмерной математической модели. Поэтому для расчета НДС использовали специализированную стандартную программу MSC.SuperForge. Разработанная модель при прокатке в винтообразных валках на основе программы MSC.Super Forge учитывает большие пластические деформации в объеме, ограниченном инструментом с весьма сложной формы (рисунок 1).



а – стан; б – схема прокатки

Рисунок 1. Прокатный стан ДУО с волнистыми валками: 1 – заготовка; 2 – верхний валок; 3 – нижний валок

В первоначальном этапе моделирования, используя программный комплекс «Inventor», создавали виртуальные объемные модели винтообразных валков и заготовки.

В последующем объемные виртуальные модели винтообразных валков и заготовки была импортирована в САЕ программу MSC.SuperForge и соответствующим образом размещали в программе.

Расчет НДС заготовки при прокатке в винтообразных валках с применением программы MSC.SuperForge состоял из следующих основных этапов [16]:

1. Построение геометрии заготовки, винтообразных валков;
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 (задан тип используемого решателя, его свойств и других настроек, определяющих ход решения задачи).

Влияние структурных элементов на НДС заготовки рассматривали на мезоуровне, определяемых невооруженным глазом или с помощью оптического микроскопа. При этом, использовали известную методику 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 о НДС между уровнями мультимасштабной модели увеличено плотность конечно-элементной сетки в местах будущего расчета микроуровневой модели.

2. Для создания репрезентативного объема микроструктуры использована предельно четкая фотография микроструктуры, полученная в ходе лабораторных металлографических исследований. Размер фотографии корректировали под необходимые размеры репрезентативного объема. Затем посредством использования графических редакторов данную фотографию преобразовали в бинарное, растровое черно-белое изображение.

3. Полученное изображение микроструктуры конвертировали как геометрический объект в используемый программный комплекс и покрывали расчетной конечно-элементной сеткой, а отдельным микроструктурным составляющим присваивали механические свойства.

4. При помощи программного комплекса MSC.SuperForge производили расчет полученной модели.

Для исследования процесса прокатки в винтообразных валках использовали прямоугольную заготовку размером 6×150×200 мм. Прокатку полос моделировали в трехмерной среде с разбиением заготовки на 4-х узловые элементы (CTETRA). Материал заготовки алюминиевый сплав АД31. В отличие от традиционной последовательности выполнения этапов моделирования, в модуле построения модели присвоение свойств материалов осуществляли после разбиения на сетку отдельным конечным элементам, что позволяет обеспечить учет неоднородности структуры.

Для моделирования пластичности материала заготовки выбрали упругопластическую модель Джонсона-Кука. Из базы данных программного комплекса «MSC.SuperForge» задавали реологические свойства.

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

Прокатку осуществляли по следующему режиму: нагрев до температуры 320 °С, прокатка четырьмя проходами в винтообразных валках до толщины 5,9 мм, охлаждение и прокатка при температуре 300 °С на лабораторном стане с гладкими валками до толщины 1,5 мм.

Для расчета НДС использовали техническую характеристику лабораторного стана. В MSC.Super Forge 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 назначили материал инструмента ШХ15. Для этого материала плотность и тепловые свойства программа назначила по умолчанию. Контакт между валком и листом смоделирован трением по Кулону, коэффициент трения был принят 0,3.

Температурный режим при прокатке состоит из обмена тепла между валком, листом и окружающей средой, а также из теплового эффекта за счет деформации металла. Процесс прокатки проходит при комнатной температуре, поэтому начальную температуру валка приняли равным 20°С.

Запускали программу «MSC.SuperForge». Шаговым методом рассчитывали перемещения  $U$ , компоненты тензора деформации  $\varepsilon$ , компоненты тензора скорости деформации  $\xi$ , компоненты тензора напряжения  $\sigma$ , интенсивность деформаций, интенсивность напряжений, сила нормального давления, распределение температур по объему заготовки.

Условие разрушения алюминиевого сплава АД31 при прокатке в волнистых валках и ПКС оценивали по формуле [17]:

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

где  $\Lambda_p$  – предельная пластичность металла, зависящей от напряженного состояния;  $\Lambda = \int_0^{\varepsilon} H(\tau)d\tau$  – степень деформации сдвига;  $H$  – интенсивность скоростей деформаций сдвига.

Степень деформации сдвига за весь этап деформирования рассчитывали по формуле:  $\Lambda = \Sigma \Gamma_i$ .

Для построения кривой предельной пластичности  $\Lambda_p - k_\xi$  алюминиевого сплава АД31 использовали нами предлагаемую методику [3]. Из деформированной заготовки вырезали образцы конической, цилиндрической и бочкообразной формы. Образцы осаживают до появления первой трещины и строили зависимость  $\Lambda_p - k_\xi$ . Полученные значения предельной пластичности использовали для расчета СИРП.

В лабораторных условиях провели серию экспериментов по прокатке полос в винтообразных и гладких валках, установленных в лабораторном стане ДУО. В качестве материала заготовки был выбран алюминиевый сплав АД31 с размером  $6 \times 150 \times 400$  мм. Химический состав алюминиевого сплава АД31 приведен в таблице 1.

Таблица 1 – 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

Прокатку на стане с винтообразными валками осуществляли по следующим режимам:

1. Нагрев до температуры 320 °С, выдержка 2 ч, прокатка двумя проходами в винтообразных валках до толщины 5,8 мм, подогрев при температуре 320 °С, выдержка 30 мин, прокатка двумя проходами в винтообразных валках до толщины 5,0 мм, нагрев до температуры 300 °С и прокатка в гладких валках до толщины 1,5 мм;

2. Нагрев до температуры 320 °С, выдержка 2 ч, прокатка четырьмя проходами в винтообразных валках до толщины 5,6 мм, подогрев при температуре 320 °С, выдержка 30 мин, прокатка четырьмя проходами в винтообразных валках до толщины 5,0 мм, нагрев до температуры 300 °С и прокатка в гладких валках до толщины 1,5 мм.

3. Нагрев до температуры 320 °С, выдержка 2 ч, прокатка шестью проходами в винтообразных валках до толщины 5,4 мм, подогрев при температуре 320 °С, выдержка 30 мин, прокатка шестью проходами в винтообразных валках до толщины 5,0 мм, нагрев до температуры 300 °С и прокатка в гладких валках до толщины 1,5 мм;

4. Нагрев до температуры 320 °С, выдержка 2 ч, прокатка восьмью проходами в винтообразных валках до толщины 5,2 мм, подогрев при температуре 320 °С, выдержка 30 мин, прокатка восьмью проходами в винтообразных валках до толщины 5,0 мм, нагрев до температуры 300 °С и прокатка в гладких валках до толщины 1,5 мм.

Прокатку в винтообразных валках в первом и последующем проходе осуществляют с единичным обжатием  $\varepsilon = \Delta h_B / H_o$  и  $\varepsilon = 2\Delta h_B / H_o$  (где  $\Delta h_B$  – высота выступа или глубина впадины винтообразной рабочей поверхности;  $H_o$  – высота заготовки перед прокаткой), соответственно.

Металлографический анализ был проведен с использованием энергодисперсного спектрометра JNCAENERGY (Англия), установленного на электронно-зондовом микроанализаторе JEOL (Джеол) при ускоряющем напряжении 25 кВ. Диапазон увеличений прибора JEOL от 40 до 40000 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 ( $\approx 1-2$  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 осуществляли стандартными методами. Шлифы для металлографического исследования готовили по традиционной методике на шлифовальных и полировочных кругах. Для травления образцов был использован концентрированный раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Величину зерна ( $D_z$ , мкм) определяли методом секущих (по измерению  $\sim 300$  зерен) в предположении, что зерна имеют сферическую форму, исходя из величины средней хорды ( $X$ ) по формуле:  $D_z = 4/\pi \cdot X_{\text{средн}}$ .

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

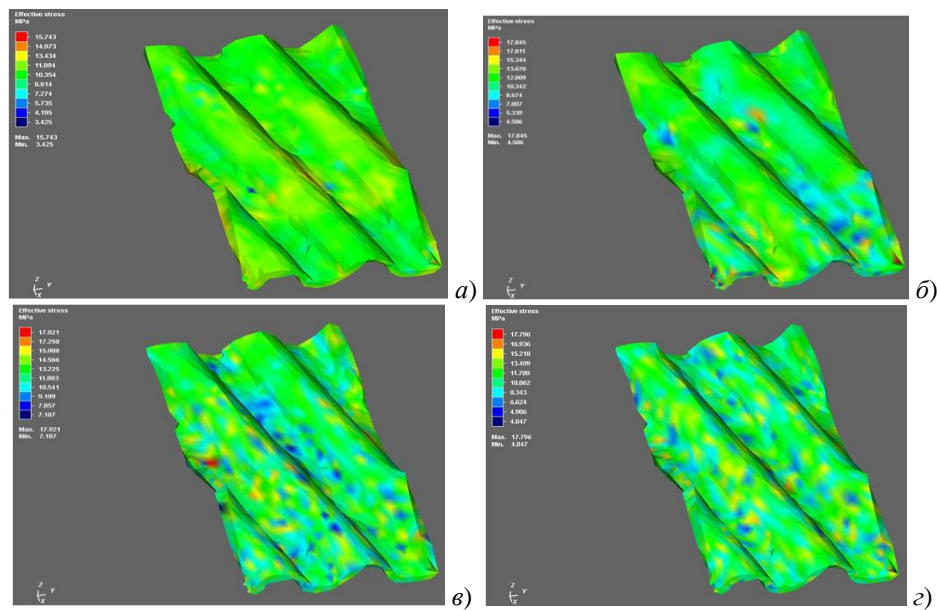
Перед испытаниями на растяжение образцы подвергали термической обработке (ТО), состоящей из закалки и последующего старения. Температура нагрева под закалку составляла 520 °С, выдержка при этой температуре 2 ч, охлаждение в масле. Старение проводили при температуре 160 °С в течении 10 ч.

## Результаты и обсуждение

На рисунке 2 и 3 представлены картины распределения интенсивности деформаций и напряжений в заготовке при прокатке в винтообразных валках четырьмя проходами. Температура нагрева заготовки 320 °С.

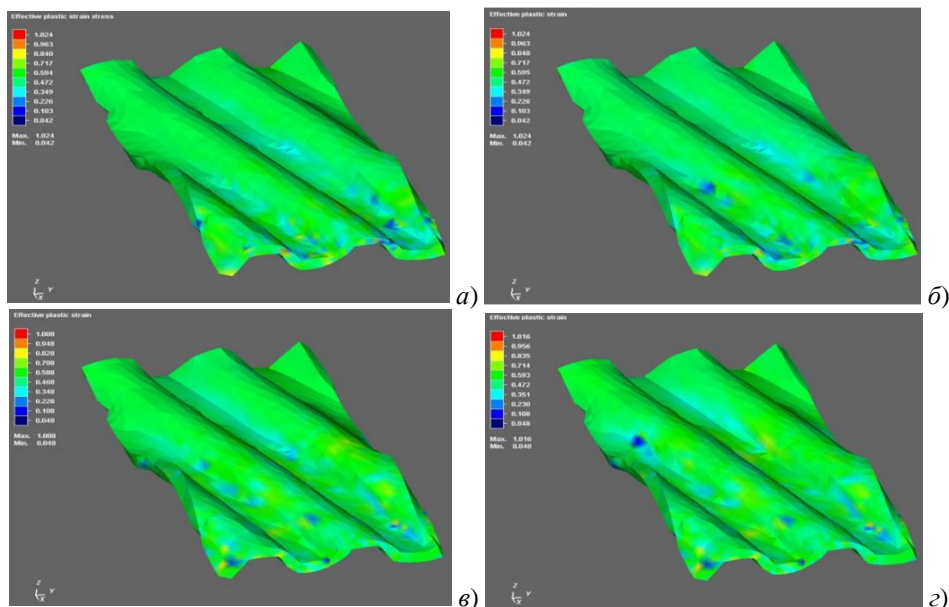
На основе полученных результатов численного моделирования установлено, что:

- в начальный момент прокатки интенсивности напряжений и деформаций локализуются 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 наклонным рабочими поверхностями выступов и впадин валков (рисунок 2 и 3);
- в процессе прокатки волнистых валках, зоны контакта инструмента с полосой охлаждаются, при этом в зонах действия изгибающих деформации температура повышается;
- во втором, третьем и четвертом проходах прокатки в винтообразных валках величины интенсивности напряжений и деформаций повышаются под дугообразными участками выступов и впадины валков;



*а* – первый проход; *б* – второй проход; *в* – третий проход; *г* – четвертый проход

Рисунок 2. Картина распределения интенсивности напряжений в заготовке при прокатке в винтообразных валках (температура прокатки 320 °С)



*а* – первый проход; *б* – второй проход; *в* – третий проход; *г* – четвертый проход

Рисунок 3. Картина распределения интенсивности деформаций в заготовке при прокатке в винтообразных валках (температура прокатки 320 °С)



- 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 его размеров;

- разработанный способ прокатки полосы в винтообразных валках, обеспечивает интенсивную знакопеременную деформацию полосы. Максимально возможный сдвиг реализуется при отношении ширины выступа к ширине впадине равным 0,8...0,9;

- многократный изгиб позволяет увеличить величину степени деформации сдвига. Все это будет эффективно измельчать структуры сплавов, т.е. повысить качество получаемых листов;

- использование заготовки малой толщины и знакопеременная деформация изгибом приводят к повышению производительности и снижению трудоемкости получаемых листов;

- при прокатке в валках с винтообразными 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 деформации;

- прирост величины интенсивности деформаций в случае прокатки в валках с винтообразными рабочими поверхностями два раза выше, чем при прокатке в цилиндрических валках.

Анализ результатов моделирования процесса прокатки в винтообразных валках с большим расположением включений в поверхностной области обрабатываемой заготовки показывает, что величина интенсивности напряжений повышается или уменьшается в данной области (рисунок 2). 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 продольно-клиновом стане.

При прокатке в винтообразных валках заготовок из алюминиевого сплава АД31 степень использования ресурса пластичности не превышает единицы, что показывает отсутствие нарушение сплошности материала заготовки при прокатке в данных валках.

В лабораторных условиях проведенные эксперименты показали, что исходном состоянии заготовка сплава АД31 имела неоднородную микроструктуру. Данная структура состояла 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 винтообразных в валках двумя и четырьмя проходами (режимы 1 и 2) показывает, что в сечении, перпендикулярном плоскости прокатки, формируется микрополосовое структурное состояние. При этом, 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 шести до девяти микрон при наиболее вероятных значениях около семи мкм.

Прокатка в винтообразных валках шестью и восьмью 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 восьмью проходами в поперечном сечении полосы формируется ярко выраженная полосовая структура с расстоянием между границ, не превышающим 12 - 27 мкм при наиболее вероятных значениях 16 – 21 мкм.

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

Деформирование шестью и восьмью проходами в винтообразных валках заготовок подогретых при температуре 320 °С (режимы 3 и 4) привело к формированию в продольном и поперечном сечении заготовки однородной и равноосной структуры. При этом видно, что происходит дальнейшее измельчение зеренно-субзеренной структуры. В результате прохождения разупрочняющих процессов в металле заготовки формируется полигонизованная или рекристаллизационная структура по всему объему

прокатываемых полос с средним размером зерен около 8-12 мкм. В приграничных областях зерен образуется большеугловые границы. Плотность дислокаций очень высокая и по изображениям структуры подсчитать ее величину не представилось возможным.

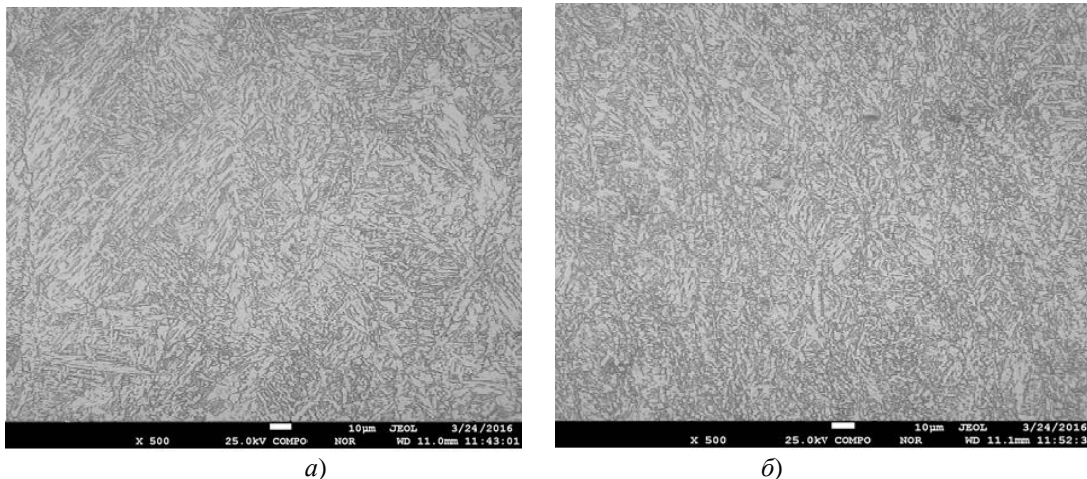
Такое эффективное измельчение структуры по всему сечению заготовки связано с знакопеременной деформацией в продольном и поперечном сечениях заготовки. При этом происходит смещение образующихся при прокатке выступов и впадин по ширине прокатываемой полосы, что создает дополнительные макросдвиги по сечению заготовки. Создание дополнительных 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 винтообразных валках 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 винтообразных валках 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 лабораторном стане на формирование микроструктуры алюминиевого сплава АД31, полосы прокатанные в винтообразных валках, прокатывали в гладких валках при температуре 300 °С (рисунки 4 и 5). Видно, что прокатка при температуре 300 °С существенно влияет на микроструктуру сплава. Микроструктура полос из алюминиевого сплава АД31, после прокатки в винтообразных валках с двумя и четырьмя проходами и прокатки в гладких валках (режимы 1 и 2) характеризуется наличием субзерен, образовавшихся внутри бывших полос деформации (рисунок 4, *а, б*). Средний размер субзерен составляет 17-26 мкм.

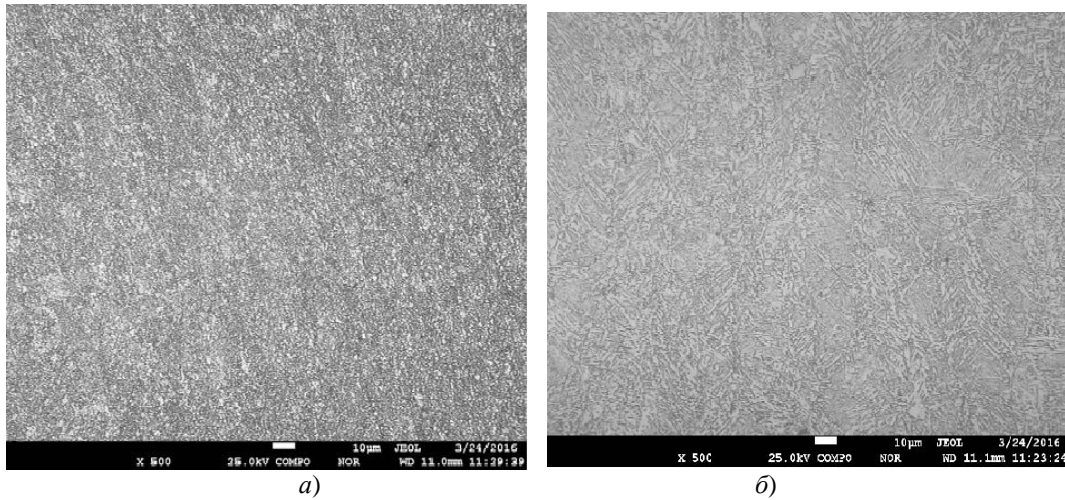
Прокатка в гладких валках заготовки, деформированных в винтообразных валках с шестью и восьмью проходами (режимы 3 и 4), приводит к образованию структуры с ультрамелкозернистым размером. В результате прохождения разупрочняющих процессов по всему объему прокатываемых полос формируется структура в диапазоне ультрамелкозернистого размера и равняется от 940 до 1370 нм (рисунок 5, *а, б*). Полученная ультрамелкозернистая структура характеризуется однородностью по размерам зерен во всем объеме материала. На изображениях микроструктуры после прокатки в гладких валках наблюдали отчетливое изображение границ зерен. Вид микроструктуры указывало на формирование зерен с преимущественно большеугловыми границами.



*а)*

*б)*

*а* – после двух проходов; *б* – после четырех проходов  
Рисунок 4. Микроструктура алюминиевого сплава АД31  
после прокатки в винтообразных валках и на лабораторном стане



а) – после шести проходов; б) – после восьми проходов  
 Рисунок 5. Микроструктура алюминиевого сплава АД31 после прокатки в винтообразных валках и на лабораторном стане

Таким образом, эволюция структуры алюминиевого сплава АД31 в процессе прокатки в винтообразных и гладких валках, установленных в лабораторном стане, происходит в следующем порядке:

- образование деформационной субструктуры 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 – 1370 нм.

В работе произвели оценку параметров прочности и пластичности сплава АД31, после прокатки в винтообразных и гладких валках, а также термообработки. Следует отметить, что на прочностные свойства УМЗ материалов влияет не только средний размер зерна, но, главным образом, природа, размер и распределение дисперсных частиц. Дополнительно проведенный EDS-картирование (энергодисперсионный рентгеновский микроанализ, картирование поверхности по элементному составу) поверхности показал, что в сплаве АД31 на границах зерен выделяются фаза  $Mg_2Si$ .

Сплав, деформированный с двумя, четырьмя и шестью проходами в винтообразных и гладких валках (режимы 1,2 и 3), демонстрирует более низкие показатели прочности и пластичности, чем после прокатки восьми проходом в данных валках. Это связано с тем, что структура сплава после деформирования с двумя, четырьмя и шестью проходами в винтообразных и гладких валках состоит из сравнительно крупных и средних зерен (в зависимости от количества проходов) и содержат строчечные скопления фазы  $Mg_2Si$ , расположенные под углом  $45^\circ$  к оси растяжения, то есть они совпадают с направлением действия максимальных сдвиговых напряжений.

Показано, что сплав АД31 после прокатки 8 проходом в винтообразных и гладких валках (режим 4) демонстрирует наиболее высокие механические свойства. По всей видимости, это связано с 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 нижнем левовинтовом и верхнем правовинтовом валках с противоположно располагающимися выступами и впадинами приводит к локализации интенсивности деформации в 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 путем подбора рациональных деформационных режимов прокатки получать полосы с ультрамелкозернистой структурой.

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

4. Моделирование методом конечных элементов процесса прокатки в винтообразных и гладких валках с учетом параметров неоднородности структуры показало, что в зависимости от величин

механических свойств включений максимальные или минимальные значения интенсивности напряжений или деформаций сосредотачиваются в близлежащих зонах от включений.

5. Результаты исследования эволюции микроструктуры длинномерных заготовок на разных стадиях их изготовления показали возможность получения полос с ультрамелкозернистой структурой, используя интенсивную пластическую деформацию.

6. Сохранение достаточной пластичности алюминия после прокатки в винтообразных валках позволяет провести формообразующие операции на лабораторном стане с гладкими валками, которые способствуют дополнительному измельчению зернистой структуры заготовки и формированию высокой плотности дислокаций.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Влияние типа структур на свойства холоднокатаных листов /И.Н. Фридляндер, О.Е. Грушко, В.В. Берстнев и др. //Технология легких сплавов, 2002, № 4. С. 26-31.
2. Прочность и механизм разрушения наноструктурированного алюминиевого сплава АК4-1 в широком интервале температур / Г.В. Клевцов, Р.З. Валиев, Р.К. Исламгалиев и др. // Фундаментальные исследования, 2012.- № 3. – Ч. 2. – С. 391-395.
3. Машеков С.А., Смайлова Н.Т., Машекова А.С. Проблемыковки титановых сплавов и их решения. Часть 1 и 2 Издательство: LAP LAMBERT Academic Publishing. 2013. 230 с. и 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. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов и др. // Донецк: Фирма ТЕАН, 2003. 86 с.
7. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и упрочнение поликристаллического никеля / Б.М. Эфрос, Е.В. Попова, В.А. Эфрос и др. // 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. Journal of Applied Physics, 1987, 61 (5), pp. 1816-1825.
11. Компьютерное моделирование процесса вытяжки полых стаканчиков из сплава АМг6 с учетом реальной структуры материала / Бунова Г. З., Воронин С. В., Гречников Ф. В., Юшин В. Д.// Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2009, Т. 11, № 3-1. – С. 219–224.
12. Моделирование процессов осесимметричного деформирования с учетом микроструктуры металла / Д. В. Константинов, К. Бзовски, А. Г. Корчунов и М. Пьетчшек // Компьютерные исследования и моделирование, 2015, Т. 7, № 4. – С. 897–908.
13. Солошенко А. Н. Разработка метода моделирования напряженно-деформированного состояния при обработке давлением структурно-неоднородных материалов: автореферат диссертации по металлургии, 05.16.05. – 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. – 455с.
15. Патент РК № 16804. Инструмент для горячей прокатки металлов и сплавов / Машеков С.А., Абсадыков Б.Н., Курмангалиева Л.А. // Оpubл. 16.01.2006, Бюл. № 1. – 2 с.: ил.
16. Иванов К. М., Шевченко В. С., Юргенсон Э. Е. Метод конечных элементов в технологических задачах ОМД: Учебное пособие. С-Пб: Институт Машиностроения, 2000. – 217 с.
17. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1986, – 688 с.

**Abstract.** The stress-strain state (SSS) of the billet during rolling in the helical and smooth rolls is investigated. Quantitative data have been obtained by the finite element method and MSC.SuperForge software, as a result main regularities of the SSS, temperature was established during rolling in the helical and smooth rolls. The results of number of passes and drafts influence on the microstructure parameters of the AD31 aluminum alloy during rolling in the helical and smooth rolls is presented. A comparative estimation of the grain sizes of ultrafine-grained structures after rolling strips in the helical and smooth rolls is carried out. The features of the grain and defect structures are presented. It is shown, that a sheet material made of aluminum alloy AD31 ensures the formation of a uniform ultrafine-grained structure, which leads to an increase of the alloy strength properties and to the preservation of good plasticity.

**Key words:** AD31 aluminum alloy, rolling, helical rolls, severe plastic deformation, longitudinal-wedge mill, stress-strain state, numerical simulation, stress and strain intensity, draft.

**Андатпа.** Жұмыста бұрандалы мен жазық пішінбілікте қаңылтырды жаймалаған кезде дайындамада пайда болатын кернеулі-деформациялы күйдің таралу заңдылығы зерттелген. Баяндамада шеткі-элемент әдістемесімен

және MSC.SuperForge бағдарламасымен бұрандалы мен жазық пішінбілікте қаңылтырды жаймалау модельденіп, кернеу-деформациялы күйдің, температураның таралуының негізгі заңдылықтары анықталған, сандық мәндері табылған. Бұрандалы мен жазық пішінбілікте жолақтарды жаймалаған кезде, өтім саны мен бірлік жаншудың АД31 алюминий қорытпасы микроқұрылымының параметріне әсері зерттеліп, нәтижесі келтірілген. Мақалада жолақтарды бұрандалы мен жазық пішінбілікте илемдегеннен кейін алынған ультраұсақтүйіршікті құрылым түйіршіктерінің өлшемдері салыстырмалы бағаланған және түйіршікті және ақаулы құрылымның өзіндік параметрлері келтірілген. АД31 алюминий қорытпасынан жасалған қаңылтырлы материалда біркелкі ультраұсақтүйіршікті құрылым қалыптасатындығы жұмыста дәлелденген. Бұл қорытпада материалдың пластикалық қасиетті сақталып, беріктік қасиеті жоғарлайтындығы баяндамада айтылған.

**Түйінді сөздер:** АД31 алюминий қорытпасы; илемдеу; бұрандалы пішінбілік, қарқынды пластикалық деформация, орнак, кернеулі-деформациялы күй, сандық модельдеу, кернеу мен деформация қарқындылығы, бірлік жаншу.

УДК 669-1

**Ермагамбетов Ж.Ж., Какимов У.К**  
(Казахский Агротехнический университет им. С. Сейфуллина,  
г.Астана, Казахстан, [zhannur\\_ej@mail.ru](mailto:zhannur_ej@mail.ru))

## **ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПРОКАТКИ СТАЛЬНЫХ ЛИСТОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОРПУСА КАБИНЫ АВТОМОБИЛЯ КАМАЗ**

**Аңдатпа.** Баяндама тақырыбы: «КамАЗ автокөлік кабинасының қорабын жасау үшін болат қаңылтырларды прокаттаудың технологиялық режимдерін жетілдіру. Осы баяндама жаңа прокат станьң игеруіне және өндірістегі қолданылатын прокаттың технологиялық үдерістерін жетілдіру.

Автомобильный транспорт играет важную роль в жизни современного общества, обеспечивая удовлетворение потребностей в перевозке грузов и пассажиров. В системе других видов транспорта, особенно в городе, автомобили занимают значительное место и развиваются вместе с другими видами транспортных средств.

Кузов, с точки зрения назначения автомобиля как транспортного средства, представляет собой некоторую емкость для перемещения людей, грузов или средств обслуживания. Форма кузова – отражение существующего уровня развития техники, организации и уровня жизни, а также взглядов на функции автомобиля. С течением времени эта форма существенно изменялась и развивалась с учетом изменения вкуса потребителей и назначения автомобиля. На изготовление кузова затрачиваются в большом количестве относительно дорогие и дефицитные материалы. Степень износа кузова как несущей системы определяет возможность дальнейшей эксплуатации автомобиля.

Поэтому обеспечению достаточной прочности и жесткости кузова придается большое значение как при проектировании, так и при его изготовлении, а также в эксплуатации. С этой целью необходимо следить за техническим состоянием путем обеспечения своевременного и качественного обслуживания и ремонта кузова. Вследствие очень широкого распространения автомобилей их долговечность является весьма актуальной проблемой.

Как известно, кузова первых автомобилей, подобно каретам, в основном изготавливались из дерева. Однако с началом массового производства автомобилей дерево оказалось неподходящим материалом и было заменено сталью. В настоящее время сталь преобладает в автомобилестроении, и вопреки всем сообщениям и прогнозам относительно других более перспективных материалов для кузовов, которые могут заменить сталь, невозможно представить, что сталь постигнет та же участь, что и дерево. Руководители всех ведущих сталелитейных предприятий уверены, что в обозримом будущем этот металл останется главным конструкционным материалом для кузовов автомобилей. Так при одинаковой массе деталь, выполненная из стали, стоит дешевле, чем из других материалов, особенно с учетом срока службы. При этом использование даже дорогих, но зато более долговечных сортов стали (таких как сверхвысокопрочные), может быть экономически выгодным решением. Известны случаи, когда традиционно стальные детали кузова изготавливали из другого материала, но после двух-трех лет эксплуатации автомобиля по экономическим соображениям возвращались к стали. Иначе говоря, опыт замены стали другим материалом оказывался неудачным. Кроме того, сталь обеспечивает большую пассивную безопасность. В случае столкновения автомобиля с препятствием стальные детали кузова поглощают больше энергии удара, чем при изготовлении их из другого материала, включая стеклопласт и алюминий, особенно при сильных ударах на большой скорости [1].