

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)  
УДК 621.771.23  
DOI: 10.18503/1995-2732-2024-22-3-178-187



## МОДЕЛИРОВАНИЕ ТОЛСТОЛИСТОВОЙ ПРОКАТКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С ВАРИАНТНОСТЬЮ ПРОХОЖДЕНИЯ ПРОЦЕССОВ РАЗУПРОЧНЕНИЯ

Логинов Ю.Н.<sup>1,2</sup>, Непряхин С.О.<sup>1</sup>, Исякаев К.Т.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup> Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup> ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод», Каменск-Уральский, Россия

**Аннотация.** Актуальность работы обусловлена высокой востребованностью промышленностью проката из алюминиевых сплавов, в особенности после запуска в производство новых мощностей по производству такого проката в России. Целью работы являлось установление различия в напряженно-деформированном состоянии металла в двух вариантах проведения процесса прокатки: с учетом прохождения процесса разупрочнения и без такого учета. Отмечено, что алюминий отличается от других металлов высокой энергией дефекта упаковки, что тормозит развитие процессов рекристаллизации, поэтому прохождение этих процессов в многопроходных схемах обработки металла и его сплавов становится неочевидным. Для анализа использован метод конечных элементов, реализованный в программном модуле DEFORM. Выполнено конечно-разностное моделирование процесса горячей прокатки сляба из алюминиевого сплава. Анализу подвергнуто семь проходов прокатки. На протяжении этих проходов очаг деформации остается высоким. Основное внимание уделено седьмому процессу прокатки, где накопление деформаций должно оказаться наибольшим. Постановка задачи включала в себя два варианта. Один вариант основан на гипотезе сохранения уровня нагартовки от предыдущих проходов. Второй вариант подразумевал прохождение процесса разупрочнения в паузах между проходами. Показано распределение деформаций и напряжений в очаге деформации при прокатке. Построены эпюры распределения контактных давлений по длине очага деформации. Сделан вывод о большей неравномерности распределения деформации в первом варианте расчетов, такой вывод обладает новизной. Выполнено сравнение с производственными данными системы мониторинга. Показана лучшая сходимости второго варианта расчетов, но сделано примечание, что это касается исследованной схемы деформации.

**Ключевые слова:** прокатка, алюминиевый сплав, механические напряжения, пластическая деформация, моделирование, рекристаллизация

© Логинов Ю.Н., Непряхин С.О., Исякаев К.Т., 2024

### Для цитирования

Логинов Ю.Н., Непряхин С.О., Исякаев К.Т. Моделирование толстолистовой прокатки алюминиевого сплава с вариантносью прохождения процессов разупрочнения // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2024. Т. 22. №3. С. 178-187. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2024-22-3-178-187>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.  
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

# SIMULATION OF PLATE ROLLING OF THE ALUMINUM ALLOY WITH OPTIONS OF SOFTENING PROCESSES

Loginov Yu.N.<sup>1,2</sup>, Nepryakhin S.O.<sup>1</sup>, Isyakaev K.T.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia

<sup>2</sup> Mikheev Institute of Metal Physics, the Ural Branch, the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg, Russia

<sup>3</sup> OJSC Kamensk-Uralsky Metallurgical Works, Kamensk-Uralsky, Russia

**Abstract.** The research is relevant due to a high demand for rolled aluminum alloys by the industry, especially after launching new facilities for the production of such rolled products in Russia. The research was aimed at establishing the difference in the stress and strain state of the metal in two options of the rolling process: factoring and no factoring into the softening process. It has been noted that aluminum differs from other metals in its high stacking fault energy, inhibiting the development of recrystallization processes; therefore, these processes in multi-pass forming process flow charts for the metal and its alloys becomes unobvious. To analyze the results, the authors used the finite element method implemented in the DEFORM software module. The article presents the conducted finite-difference modeling of the hot rolling process of an aluminum alloy slab. Seven rolling passes were analyzed. Throughout these passes, the deformation zone remains high. Main attention is paid to the seventh rolling process, where the accumulation of deformations should be the greatest. The problem statement included two options. One option is based on the hypothesis of maintaining the level of work hardening from previous passes. The second option involved the softening process in pauses between passes. The article describes the distribution of strains and stresses in the deformation zone during rolling. The authors prepared diagrams of the distribution of contact pressure along the length of the deformation zone. The strain distribution in the first option of the calculations was concluded to be more uneven; this conclusion is novel. The results were compared with the production data of the monitoring system. The second option of the calculations showed the best convergence, but a note was made that this applied to the deformation scheme under study.

**Keywords:** rolling, aluminum alloy, mechanical stress, plastic deformation, simulation, recrystallization

## For citation

Loginov Yu.N., Nepryakhin S.O., Isyakaev K.T. Simulation of Plate Rolling of the Aluminum Alloy with Options of Softening Processes. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2024, vol. 22, no. 3, pp. 178-187. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2024-22-3-178-187>

## Введение

Применение алюминиевых сплавов в авиации и других отраслях техники обусловлено малой плотностью основного металла и возможностью получить достаточно прочные детали. Самым производительным процессом получения полуфабрикатов, в том числе и из алюминиевых сплавов, является прокатка. Для получения листов и плит используется метод прокатки валками с гладкой поверхностью [1, 2]. После отливки слябовых заготовок они подлежат прокатке в нагретом состоянии. Для процесса слябовой прокатки в черной металлургии будет очевидно считать, что это процесс горячей деформации [3]. Но для обработки алюминиевых сплавов проблемой является, считать ли процесс такой прокатки горячим, потому что по определению горячей обработкой металла является его формоизменение при температурах выше температуры рекристаллизации [4].

Алюминий отличается от других металлов высокой энергией дефекта упаковки – порядка 170 МДж/м<sup>2</sup>, а для аустенитной стали это порядка 20 МДж/м<sup>2</sup>, и высокой гомологической температурой рекристаллизации [5], поэтому ряд процессов обработки алюминиевых сплавов нацелен на то, чтобы

после обработки при высокой температуре сохранить уровень нагартовки. Например, на это нацелено большинство процессов прессования продукции из алюминиевых сплавов [6-8], но учитывать явление приходится и при прокатке, для чего предлагалось использовать даже приемы булевой алгебры [9]. Особенностью процессов обработки давлением алюминиевых сплавов также является возможность проявления отрицательной чувствительности сопротивления деформации алюминиевых сплавов к скорости деформации вследствие динамического деформационного старения [10].

Авторами статьи [11] после экспериментальных исследований состояния металла между проходами горячей прокатки сплава 6016 (система Al-Mg-Si) сделаны выводы о недостаточности условий для протекания процессов рекристаллизации. В статье [12] установлено, например, что скорость рекристаллизации для алюминиевого сплава 5182 (система Al-Mg) даже в большей степени зависит от скорости деформации, чем от температуры. В статье [13] исследованы условия последовательности перехода от динамического возврата к рекристаллизации для сплава 5083 (система Al-Mg), правда диапазон скоростей деформации оказался небольшим: от 0,001 до 0,01 с<sup>-1</sup>. Меж-

ду тем скорость деформации при листовой прокатке алюминия может изменяться на несколько порядков, в том числе из-за локализации очага деформации в приконтактных зонах [14]. При этом также установлено [15], что если пластические деформации при прокатке алюминиевых сплавов Al-Fe-Si оказываются малы (менее 15%), то процессы рекристаллизации могут и не начинаться, несмотря на достаточно высокие значения температур. Похожий вывод был сделан в статье [16], где обсуждалась прокатка сплава серии 5052 (система Al-Mg). Поэтому многостадийная обработка алюминиевых сплавов, каковой является горячая (иногда условно) прокатка, это сложный процесс, требующий анализа для каждого случая реализации его на производстве.

Целью работы является установление разницы между двумя вариантами прокатки с использованием гипотез различного вида: одна трактует процесс прокатки металла с сохранением уровня нагартовки от предыдущих проходов, другая основана на прохождении процессов полного разупрочнения в паузах между проходами.

### Производственные условия

Рассматриваются реальные условия прокатки слябовой заготовки из сплава АМгб на одном из заводов. Заготовка перед прокаткой имеет форму плиты толщиной 363,5 мм, шириной 4240 мм. Прокатка ведется в валках диаметром  $D = 1100$  мм, температура начала прокатки  $400^{\circ}\text{C}$ . В табл. 1 представлены параметры нескольких проходов и введены обозначения:  $N$  – номер прохода;  $H_0$ , и  $H_1$  – высота полосы до и после прохода;  $\Delta H$  – абсолютное обжатие за проход;  $\Delta H/H_0$  – относительное обжатие за проход;  $k = l/H_{cp}$  – фактор формы очага деформации;  $H_{cp} = (H_0 + H_1)/2$  – средняя высота полосы за проход;  $l = (\Delta H \cdot D/2)^{1/2}$  – длина очага деформации. Расчеты показали, что скорость деформации на этом этапе прокатки не очень велика и находится в пределах  $0,3-1,0 \text{ c}^{-1}$ .

Как видно из табл. 1, начальный этап прокатки связан с применением довольно малых обжатий, что должно приводить к локализации деформаций в приконтактных областях металла, особенно в первых проходах, когда толщина заготовки большая. В первых проходах проводится раскатка слитка на необходимую ширину поперек литейной оси, в данном случае ширина проката в проходе оказалась более 4 м,

что приводит к большим усилиям прокатки. Выбор малых обжатий обусловлен ограничениями по максимально допустимому усилию прокатки (80 МН) с учетом коэффициента запаса и возможным колебаниям свойств литого металла после разлива вследствие разной степени ликвации лигатуры и распределения модификаторов.

Фактор формы очага оказался менее единицы, что говорит о наличии высокого очага деформации. Обычно высокий очаг деформации характерен в случае прокатки толстых заготовок, например слябов [17], что привносит свои особенности, в том числе необходимость обработки кромок заготовки.

### Постановка задачи

Напряженно-деформированное состояние по проходам рассчитывали с помощью пакета программ DEFORM 2D/3D. Как выше было указано, ширина заготовки довольно большая (более 4 м), поэтому ограничились анализом плоского деформированного состояния: уширение металла отсутствует, ширина учитывалась только для расчета усилия и момента прокатки. В соответствии с рекомендациями [18] коэффициенты трения по Кулону приняты в зависимости от параметров очага деформации по проходам и составили величины в диапазоне 0,216-0,244.

Выше отмечалось, что в отличие от горячей прокатки стали или тяжелых металлов, прокатка алюминиевых сплавов осуществляется с торможением процессов рекристаллизации. Поскольку нет до сих пор достоверных сведений о том, проходит ли процесс либо динамической рекристаллизации в самом проходе прокатки, либо статической рекристаллизации в паузах между проходами, то принято решение моделирования и того и другого варианта прокатки. Предполагалось, что при сохранении нагартовки в предыдущих проходах металл будет упрочняться, что будет сказываться на увеличении энергосиловых параметров прокатки. Кроме того, упрочнение будет сначала локализовано в зонах повышенных деформаций. Для упрочняющегося материала это приведет к торможению деформации в этих зонах и распространению деформации на больший объем металла. Но если упрочнение будет снято процессом рекристаллизации, то весь объем металла перед следующим проходом окажется однородным и процесса выравнивания деформации происходить не будет.

Таблица 1. Параметры прокатки  
Table 1. Rolling parameters

N	$H_0$ , мм	$H_1$ , мм	$\Delta H$ , мм	$100 \cdot \Delta H/H_0$ , %	$l$ , мм	$H_{cp}$ , мм	$k$
1	363,5	357,4	6,1	1,7	58,0	360,4	0,161
2	357,8	350,8	7,0	1,9	61,9	354,3	0,175
3	350,9	345,1	5,8	1,7	56,5	348,0	0,162
4	345,1	339,0	6,1	1,8	57,8	342,1	0,169
5	339,0	310,0	29,0	8,5	126,2	324,5	0,389
6	310,0	280,0	30,0	9,7	128,5	295,0	0,436
7	280,0	249,8	30,2	10,8	128,8	264,9	0,486

В связи с этим постановка задачи включала два варианта: вариант 1 расчетов был основан на гипотезе отсутствия разупрочнения к последующему проходу, а по варианту 2 разупрочнение успевало проходить.

Естественно, что на результаты расчета в этом случае будет влиять вид кривых упрочнения сплава. Авторы воспользовались трехпараметрическими кривыми упрочнения из справочника [19], которые в формате программного модуля имели вид, отображенный на рис. 1. Смена выпуклости–вогнутости кривых взята из первоисточника. На этих кривых эффекта разупрочнения сплава не наблюдается, хотя для алюминиевых сплавов последнее не очевидно. Графики напряжений текучести flow stress перенесены в интерфейс программы точно для диапазона температур 320-460°C. На рис. 1 для примера выведен результат для температуры 400°C при различных скоростях деформации.

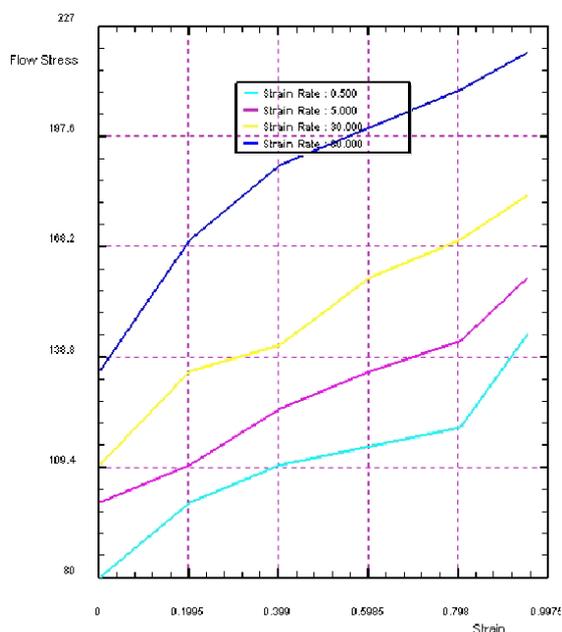


Рис. 1. Зависимость напряжений текучести flow stress от степени деформации strain и скорости деформации strain rate при температуре 400°C для сплава АМг6 в интерфейсе DEFORM

Fig. 1. Dependence between flow stress and strain and the strain rate at a temperature of 400°C for the АМg6 alloy in the DEFORM interface

Выполнены расчеты по маршруту прокатки в соответствии с параметрами табл. 1. Все поля напряжений и деформаций здесь не приводятся в целях экономии места. Особое внимание уделено седьмому проходу прокатки, к которому фактор формы очага деформации приближается к величине 0,5. В некоторых случаях это число берут за основу перехода от прокатки высоких заготовок к прокатке заготовок средней толщины.

### Результаты моделирования и их обсуждение

Деформированное состояние описано с помощью показателя скорости деформации (strain rate). В частности, применение именно скорости деформации позволяет отследить мгновенный очаг деформации, чего не удастся сделать при использовании степени деформации, которая может накапливаться от предыдущих проходов прокатки. На рис. 2, а приведена сетка конечных элементов на заготовке перед прокаткой к седьмому проходу, количество элементов 2096, количество узлов 2238. На рис. 2, б приведены результаты расчета для варианта 1, а на рис. 2, в – для варианта 2, при этом шкала параметра – общая. Из сравнения рисунков видно, что конфигурация очагов деформации практически одинаковая и характеризуется наличием локализации деформации вблизи поверхности валков. При этом в варианте 2 видно появление зоны несколько повышенной скорости деформации в центре полосы. Форма переднего конца полосы оказалась примерно одинаковой, то есть стремление к раскрытию торца сляба не зависит от накопления деформации по проходам.

Деформированное состояние описано с помощью показателя степени деформации strain effective (рис. 3). Здесь нестационарная стадия в проходе прокатки не рассматривается, а приводится распределение параметра в самой полосе уже после прокатки.

В данном случае шкалы разные, поскольку уровень накопленной деформации в месте ее локализации высок (рис. 3, а) и достигает 1,22. Следует отметить, что если рассчитать степень деформации после седьмого прохода по инженерным формулам, то получим  $\epsilon_7 = 1,15 \cdot \ln(H_0 / H_7) = 1,15 \cdot \ln(363,5/249,8) = 0,431$ . Сравнение показывает, что превышение локальной деформации над усредненной составляет трехкратную величину. Для лучшего восприятия цветные уровни перестроены в графики зависимости степени деформации от высотной координаты (рис. 4).

Здесь видно, что в обоих вариантах деформация локализована в приповерхностных зонах. Естественно, что уровень накопленной деформации оказывается выше уровня частной деформации в проходе. При этом максимум накопленной деформации более смещен в сторону кромки полосы по отношению к максимуму частной деформации в проходе.

Такая неравномерность распределения деформации может вызывать слоистое строение структуры металла. Известно, что температура начала рекристаллизации является функцией степени деформации: при повышении степени деформации температура начала рекристаллизации снижается. Поэтому в местах проявления максимума степени деформации металл может оказаться рекристаллизован, а в соседних областях – нет. Такое слоистое строение толстолистого проката описано, в частности, в статье [4] применительно к сплаву Al-Si-Mg. Дополнительно указано, что неоднородность распределения деформации вызывает изменение текстуры и влияет на анизотропию свойств.

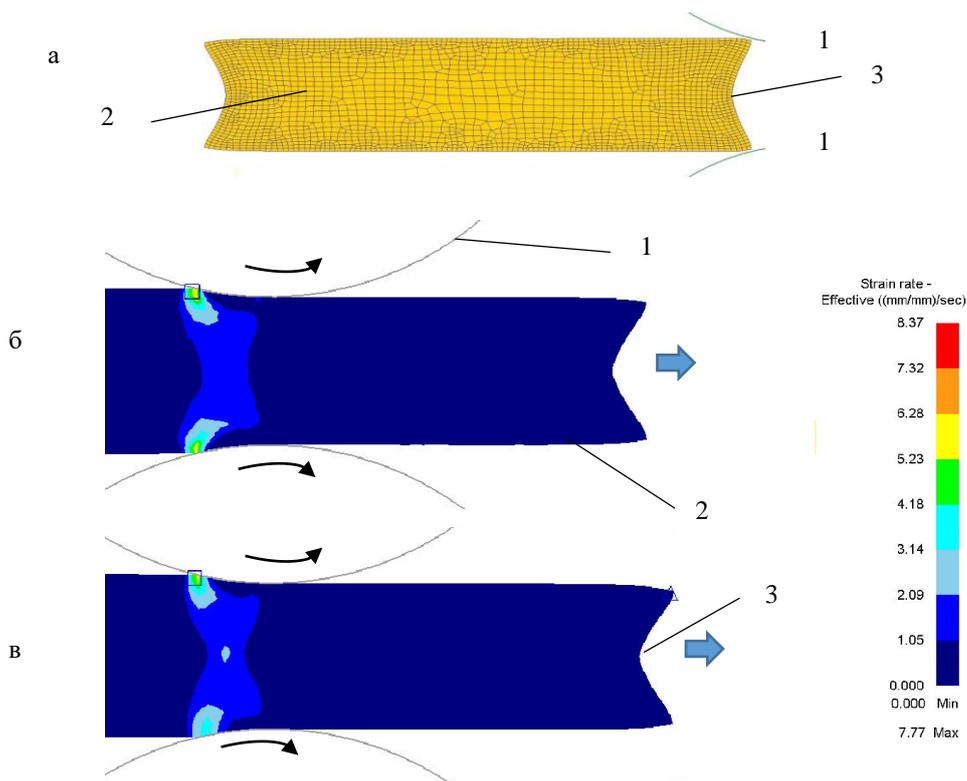


Рис. 2. Сетка конечных элементов на заготовке перед прокаткой к седьмому проходу с наличием раскрытия переднего торца заготовки 3 (а) и распределение скорости деформации в седьмом проходе по варианту 1 (б) и варианту 2 (в) при прокатке валками 1 полосы 2

Fig. 2. FEM mesh on the workpiece before rolling to the seventh pass with an opening of the front end of the workpiece 3 (a) and the distribution of the strain rate in the seventh pass according to option 1 (б) and option 2 (в) when rolling strip 2 with rolls 1

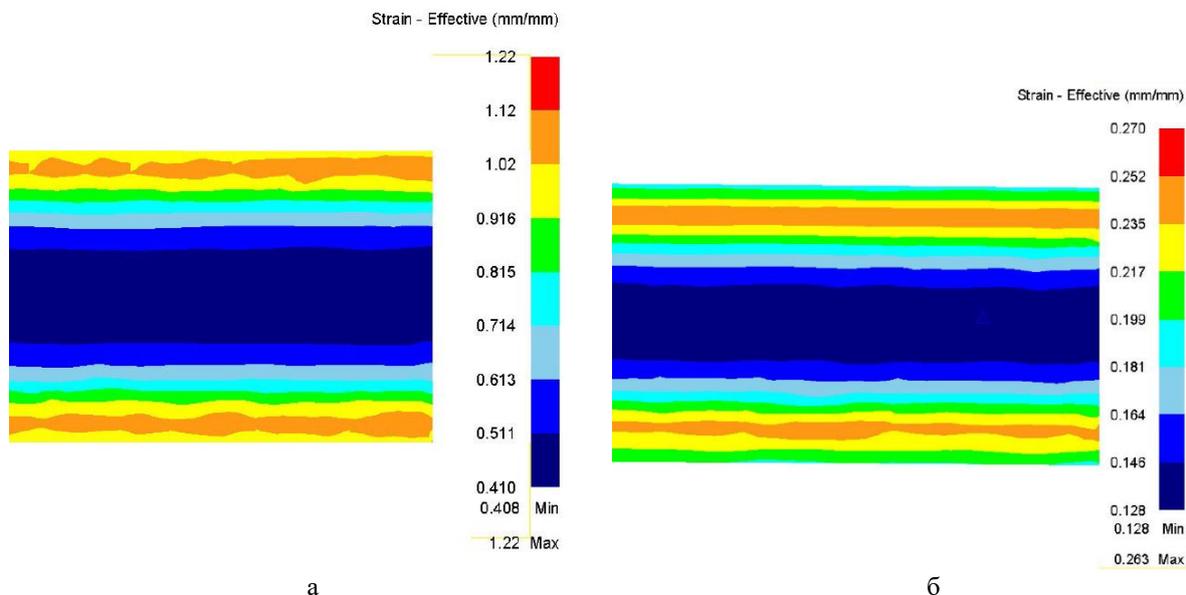


Рис. 3. Распределение степени деформации по толщине полосы в седьмом проходе прокатки по варианту 1 (а) и варианту 2 (б)

Fig. 3. Distribution of strain over strip thickness in the seventh rolling pass according to option 1 (a) and option 2 (б)

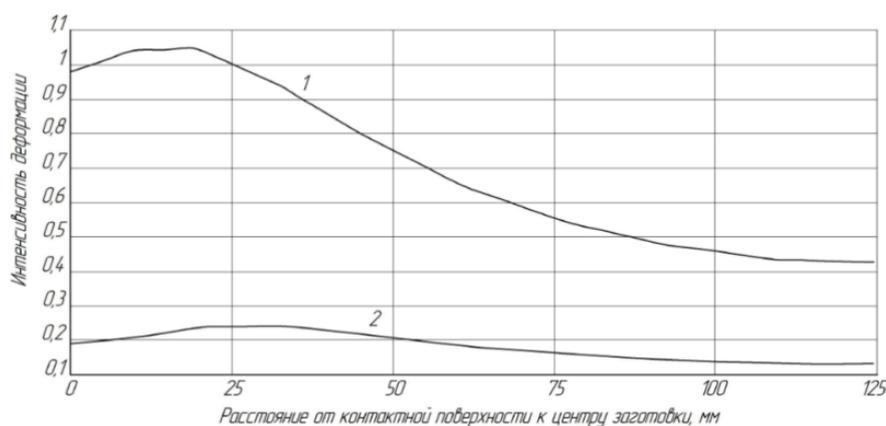


Рис. 4. Эпюра степени деформации вдоль высотной координаты для варианта 1 с накоплением деформации (линия 1) и варианта 2 для частичной деформации в проходе (линия 2)

Fig.4. Diagram of strain along the vertical coordinate for option 1 with accumulation of deformation (line 1) and option 2 for partial deformation in the pass (line 2)

Напряженное состояние проката отражено цветными уровнями интенсивности напряжений stress effective на **рис. 5, а** для варианта накопления деформации по проходам, а на **рис. 5, б** – для варианта прокатки рекристаллизованного металла.

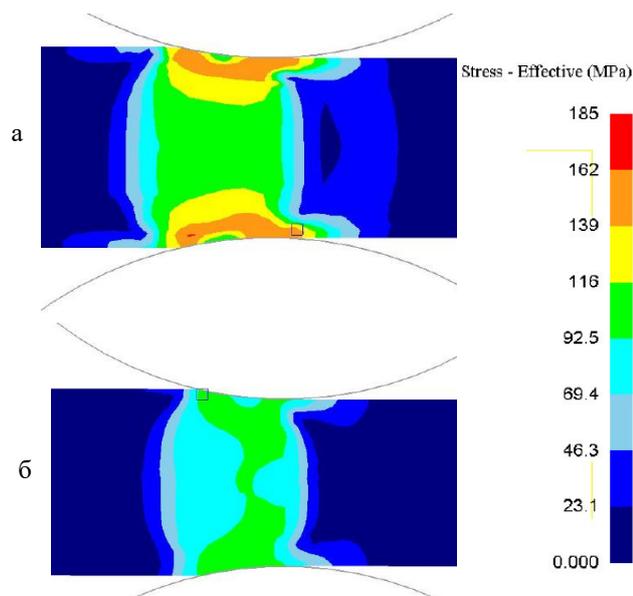


Рис. 5. Распределение интенсивности напряжений stress effective для варианта 1 с накоплением деформации (а) и варианта 2 для случая прокатки рекристаллизованного металла (б)

Fig.5. Distribution of stress intensity for option 1 with accumulation of deformation (а) and option 2 for rolling recrystallized metal (б)

Поскольку по варианту 1 металл остается в состоянии нагартовки после каждого прохода, то к седьмому проходу он упрочняется гораздо больше, чем рекристаллизованный перед каждым проходом металл. Поэтому интенсивность напряжений достигает значений до 185 МПа по первому варианту и только 100 МПа – по второму варианту. Происходит также сильная локализация областей повышенной интенсивности напряжений вблизи контактных поверхностей именно по первому варианту, что объясняется локализацией здесь накопленных деформаций с повторением схемы прокатки в высоком очаге деформации.

На **рис. 6** показана эпюра распределения нормального давления вдоль длины очага деформации в седьмом проходе прокатки для двух вариантов расчетов.

Здесь видно, что эпюры имеют примерно одинаковый вид и максимум при одной и той же координате длины очага деформации. При этом график 1 расположен выше графика 2, что объясняется прокаткой более прочного металла.

По виду графика на **рис. 6** можно сделать вывод о том, что длина зоны опережения превышает длину зоны отставания, что не характерно для обычной листовой прокатки. Но в данном случае прокатке подвергается высокая заготовка. Для заготовок с малой величиной фактора формы очага деформации  $l/H_{cp}$  отмечается превышение протяженности зоны опережения над длиной зоны отставания [20, с. 72].

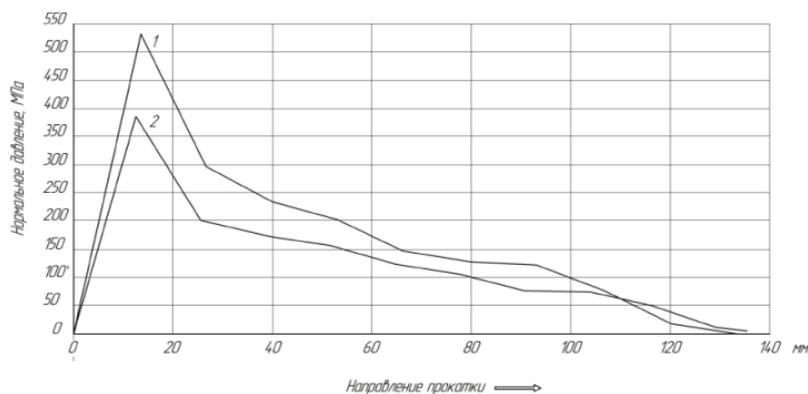


Рис. 6. Эпюра распределения нормального давления вдоль длины очага деформации в седьмом проходе прокатки для варианта 1 с накоплением деформации и варианта 2 для случая прокатки рекристаллизованного металла

Fig. 6. Diagram of the distribution of normal pressure along the length of the deformation zone in the seventh rolling pass for option 1 with accumulation of deformation and option 2 for rolling recrystallized metal

**Сравнение с производственными данными**

В данном случае имелась возможность сравнения расчетных показателей силы прокатки с данными системы мониторинга прокатного стана. В табл. 2 приведены значения силы прокатки, измеренные при реальной прокатке, и расчетные данные в двух вариантах постановки задачи.

Измерения инфракрасных пирометров, установленных в линии стана, показывают незначительное, в пределах 10-15°C, изменение температуры поверхности с колебаниями как в сторону уменьшения за счет процессов теплопередачи в окружающую среду, включая валки, так и с возможным повышением температуры после времени паузы, что связано с теплопередачей от горячей середины заготовки в сторону периферии.

Основываясь на реальных данных мониторинга температуры, которые показывали ее малое изменение в первых проходах, в начале работы было принято решение об изотермической постановке задачи, что позволило сэкономить и машинное время работы

процессора. Если бы расчеты были выполнены для последних проходов прокатки при наличии термически тонкого тела в виде листа, то пришлось бы решать параллельно и тепловую задачу.

С учетом гипотезы отсутствия разупрочнения отклонения от измеренных величин получились больше (от 10 до 30%), при этом расчетные данные оказались все с завышением результата. Если учитывать процесс разупрочнения, то процент отклонения оказывается меньше (от 2 до 20%). То есть гипотеза прохождения разупрочнения оказывается предпочтительной. Следует отметить, что эти данные нуждаются в проверке, потому что отсутствуют реальные картины микроструктуры металла. Мешает провести эти исследования большая масса проката – до нескольких тонн. Теплосодержание слябовой заготовки огромное и за время отбора образцов может пройти не одно структурное изменение. Сделанный вывод также имеет частный характер, его нельзя распространить на все алюминиевые сплавы, в которых закономерности структурных превращений могут оказаться другими.

Таблица 2. Сравнение силы прокатки по данным системы мониторинга и по результатам моделирования  
Table 2. Comparison of rolling force according to the monitoring system data and simulation results

Номер прохода	Сила по данным системы мониторинга, кН	Без прохождения разупрочнения		С прохождением разупрочнения	
		Сила (результаты моделирования), кН	Отклонение от данных системы мониторинга, %	Сила (результаты моделирования), кН	Отклонение от данных системы мониторинга, %
1	43047	47500	-10,3	47500	-10,3
2	39444	49625	-25,8	47504	-20,4
3	40234	50478	-25,5	46236	-14,9
4	39803	51755	-30,0	44967	-13,0
5	27508	31795	-15,6	28166	-2,4
6	29422	33118	-12,6	27627	+6,10
7	27269	35078	-28,6	26784	+1,8

### Заключение

Установлена разница между двумя вариантами слябовой прокатки алюминиевого сплава АМг6 с использованием гипотез различного вида: одна трактует процесс прокатки металла с сохранением уровня нагартовки от предыдущих проходов, другая основана на прохождении процессов полного разупрочнения в паузах между проходами.

Результаты моделирования двух вариантов прокатки и обработки результатов мониторинга промышленной прокатки показали, что ближе к практическим данным оказывается гипотеза прохождения разупрочнения между проходами прокатки. Это позволяет при выполнении дальнейших технологических расчетов использовать эту гипотезу для оптимизации процессов прокатки. Вместе с тем в случае прокатки других алюминиевых сплавов гипотеза должна проверяться вновь.

### Список источников

1. Modeling plasticity of an aluminum 2024T351 thick rolled plate for cold forming applications / Raphaël Cusset, Farida Azzouz, Jacques Besson, Marta Dragon-Louiset, Vincent Jacques, Henry Proudhon // *International Journal of Solids and Structures*. 2020, vol. 202, pp. 463-474. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2020.05.005>
2. Логинов Ю.Н., Середкина М.Ю. Исследование скоростного режима прокатки сляба из алюминиевого сплава с использованием МКЭ // *Технология легких сплавов*. 2015. №3. С. 121-126.
3. Forming characteristics of slabs during rough rolling / Salganik V.M., Pesin A.M., Sychev O.N., Denisov S.V., & Skrylev A.A. // *Metallurgist*. 2008, vol. 52, pp. 700-704. <https://doi.org/10.1007/s11015-009-9125-4>
4. Влияние скорости горячей прокатки на структурно-текстурное состояние плиты алюминиевого сплава системы Al-Si-Mg / Лобанов М.Л., Логинов Ю.Н., Данилов С.В., Головин М.А., Карабаналов М.С. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. №5(755). С. 49-54.
5. The effect of rolling temperature on the microstructure and properties of multi pass rolled 7A04 aluminum alloy / Peng Sun, Hongfu Yang, Rensong Huang, Yelin Zhang, Shanju Zheng, Mengnie Li, Sivasankar Koppala // *Journal of Materials Research and Technology*. 2023, vol. 25, pp. 3200-3211. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.123>
6. Прессование алюминиевых сплавов. Моделирование и управление тепловыми условиями / Довженко Н.Н., Беляев С.В., Сидельников С.Б., Довженко И.Н., Лопатина Е.С., Галиев Р.И. Красноярск: СФУ, 2009. 255 с.
7. Numerical investigation of the surface recrystallization during the extrusion of a AA6082 aluminum alloy under different process conditions / Negrozio M.,

Pelaccia R., Donati L., Reggiani B. // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2023, vol. 129, pp. 1585-1599. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12397-8>

8. Вайнблат Ю.М., Ланцман П.Ш., Шаршагин Н.А. Диаграммы структурных состояний горячедеформированных алюминиевых сплавов // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 1974. №1. С. 155-160.
9. Логинов Ю.Н., Лобанов М.Л., Головин М.А. Модель описания деформации алюминиевых сплавов при их горячей прокатке с учетом рекристаллизационных процессов // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2016. №9. С. 32-36.
10. Построение кривых текучести алюминиевого сплава АМг5 на основе натурального и вычислительного экспериментов / Петров П.А., Фам В.Н., Бурлаков И.А., Матвеев А.Г., Сапрыкин Б.Ю., Петров М.А. // *Технология легких сплавов*. 2022. №2. С. 65-74.
11. Study of features of texture and structure evolution during hot rolling in a continuous group of stands of aluminum alloy 6016 / Aryshensky E.V., Aryshensky V.Yu., Kaurova E.S., Tribunsky A.V. // *Tsvetnye Metally*. 2021, vol. 7, pp. 84-91. DOI: 10.17580/tsm.2021.07.11
12. Recrystallization model for hot-rolling of 5182 aluminum alloy / Zhang H., Peng D.S., Yang L.B., Meng L.P. // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2001, vol. 11, no. 3, pp. 382-386.
13. Mirdar M., Serajzadeh S. Simulation of microstructural changes after hot deformation of aluminum-magnesium alloy using cellular automata // *Multiscale and Multidisciplinary Modeling, Experiments and Design*. 2023, vol. 6, pp. 505-518. <https://doi.org/10.1007/s41939-023-00159-8>
14. Логинов Ю.Н., Непряхин С.О., Исякаев К.Т. Цифровое моделирование прокатки сляба из алюминиевого сплава с малым обжатием // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2023. Т. 21. №3. С. 128-131.
15. Study of recrystallization kinetics in aluminum alloy billets with low degree of ascast structure / Yashin V.V., Aryshenskiy E.V., Konovalov S.V., Stozharov D.A. // *Tsvetnye Metally*. 2022, vol. 11, pp. 75-80. DOI: 10.17580/tsm.2022.11.09
16. Zeng Q., Wen X., Zhai T. Texture evolution rate in continuous cast AA5052 aluminum alloy during single pass hot rolling // *Materials Science and Engineering: A*. 2008, vol. 476, iss. 1-2, pp. 290-300. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.010>
17. Forming characteristics of slabs during rough rolling / Salganik V.M., Pesin A.M., Sychev O.N., Denisov S.V., & Skrylev A.A. // *Metallurgist*. 2008, vol. 52, pp. 700-704. <https://doi.org/10.1007/s11015-009-9125-4>
18. Меерович И.М. Прокатка плит и листов из легких сплавов. М.: Металлургия, 1969. 252 с.

19. Буркин С.П., Бабайлов Н.А., Овсянников Б.В. Сопротивление деформации сплавов Al и Mg: Справочное пособие. Екатеринбург: УрФУ, 2010. 344 с.
20. Рудской А.И., Лунев В.А. Теория и технология прокатного производства: учеб. пособие. СПб.: Наука, 2008. 527 с.

## References

- Raphaël Cusset, Farida Azzouz, Jacques Besson, Marta Dragon-Louiset, Vincent Jacques, Henry Proudhon. Modeling plasticity of an aluminum 2024T351 thick rolled plate for cold forming applications. *International Journal of Solids and Structures*. 2020;(202):463-474. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2020.05.005>
- Loginov Yu.N., Seredkina M.Yu. Study on the speed schedule of rolling an aluminum alloy slab using FEM. *Tekhnologiya legkikh splavov* [Technology of Light Alloys]. 2015;(3):121-126. (In Russ.)
- Salganik V.M., Pesin A.M., Sychev O.N., Denisov S.V., Skrylev A.A. Forming characteristics of slabs during rough rolling. *Metallurgist*. 2008;(52):700-704. <https://doi.org/10.1007/s11015-009-9125-4>
- Lobanov M.L., Loginov Yu.N., Danilov S.V., Karabanalov M.S., Golovin M.A. Effect of the hot rolling rate on the structure and texture condition of plates of the Al – Si – Mg alloy system. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metal Science and Heat Treatment]. 2018;(60):322-328. DOI: 10.1007/s11041-018-0279-1
- Peng Sun, Hongfu Yang, Rensong Huang, Yelin Zhang, Shanju Zheng, Mengnie Li, Sivasankar Koppala. The effect of rolling temperature on the microstructure and properties of multi pass rolled 7A04 aluminum alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;25:3200-3211. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.123>
- Dovzhenko N.N., Belyaev S.V., Sidelnikov S.B., Dovzhenko I.N., Lopatina E.S., Galiev R.I. *Pressovaniye aluminiumykh splavov. Modelirovanie i upravlenie teplovymi usloviyami* [Pressing of aluminum alloys. Modeling and control of thermal conditions]. Krasnoyarsk: Siberian Federal University, 2009, 255 p. (In Russ.)
- Negozio M., Pelaccia R., Donati L., Reggiani B. Numerical investigation of the surface recrystallization during the extrusion of a AA6082 aluminum alloy under different process conditions. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2023;(129):1585-1599. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12397-8>
- Vainblat Yu.M., Lanzman P.Sh., Sharshagin N.A. Diagrams of structural states of hot-deformed aluminum alloys. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya* [News of Higher Educational Institutions. Non-ferrous Metallurgy]. 1974;(1):155-160. (In Russ.)
- Loginov Yu.N., Lobanov M.L., Golovnin M.A. A model for describing the deformation of aluminum alloys during hot rolling, taking into account recrystallization processes. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii* [Blanking Production in Mechanical Engineering]. 2016;(9):32-36. (In Russ.)
- Petrov P.A., Fam V.N., Burlakov I.A., Matveev A.G., Saprykin B.Yu., Petrov M.A. Construction of yield curves for aluminum alloy AMg5 based on full-scale and computational experiments. *Tekhnologiya legkikh splavov* [Technology of Light Alloys]. 2022;(2):65-74. (In Russ.)
- Aryshensky E.V., Aryshensky V.Yu., Kaurova E.S., Tribunsky A.V. Study of features of texture and structure evolution during hot rolling in a continuous group of stands of aluminum alloy 6016. *Tsvetnye Metally*. 2021;(7):84-91. DOI: 10.17580/tsm.2021.07.11
- Zhang H., Peng D.S., Yang L.B., Meng L.P. Recrystallization model for hot-rolling of 5182 aluminum alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2001;11(3):382-386.
- Mirdar M., Serajzadeh S. Simulation of microstructural changes after hot deformation of aluminum–magnesium alloy using cellular automata. *Multiscale and Multidisciplinary Modeling, Experiments and Design*. 2023;6:505-518. <https://doi.org/10.1007/s41939-023-00159-8>
- Loginov Yu.N., Nepryakhin S.O., Isyakaev K.T. Digital modeling of rolling an aluminum alloy slab with low reduction. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroyenii* [Blanking Production in Mechanical Engineering]. 2023;21(3):128-131. (In Russ.)
- Yashin V. V., Aryshenskiy E. V., Konovalov S. V., Stozharov D. A. Study of recrystallization kinetics in aluminum alloy billets with low degree of as-cast structure. *Tsvetnye Metally*. 2022;11:75-80. DOI: 10.17580/tsm.2022.11.09
- Zeng Q., Wen X., Zhai T. Texture evolution rate in continuous cast AA5052 aluminum alloy during single pass hot rolling. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;476(1-2):290-300. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.010>
- Salganik V.M., Pesin A.M., Sychev O.N., Denisov S.V., Skrylev A.A. Forming characteristics of slabs during rough rolling. *Metallurgist*. 2008;52:700-704. <https://doi.org/10.1007/s11015-009-9125-4>
- Meerovich I.M. *Prokatka plit i listov iz legkikh splavov* [Rolling of plates and sheets of light alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1969, 252 p. (In Russ.)
- Burkin S.P., Babailov N.A., Ovsyannikov B.V. *Soprotivlenie deformatsii splavov Al i Mg: Spravochnoe posobie* [Resistance to deformation of Al and Mg alloys: Handbook]. Yekaterinburg: Ural Federal University, 2010, 344 p. (In Russ.)
- Rudskoy A.I., Lunev V.A. *Teoriya i tekhnologiya prokatnogo proizvodstva: ucheb. posobie* [Theory and technology of rolling production: study guide]. Saint Petersburg: Nauka, 2008, 527 p. (In Russ.)

Поступила 04.03.2024; принята к публикации 03.04.2024; опубликована 30.09.2024  
Submitted 04/03/2024; revised 03/04/2024; published 30/09/2024

**Логинов Юрий Николаевич** – доктор технических наук, профессор,  
Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
Екатеринбург, Россия; Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия.  
Email: j.n.loginov@urfu.ru. ORCID 0000-0002-7222-2521

**Непряхин Сергей Олегович** – кандидат технических наук, доцент,  
Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия.  
Email: s.o.nepriakhin@urfu.ru. ORCID 0000-0003-3331-5618

**Исякаев Кирилл Тимиргалеевич** – аспирант,  
Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия;  
ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод», Каменск-Уральский, Россия.  
Email: IsyakaevKT@kumw.ru.

**Yuri N. Loginov** – DrSc (Eng.), professor,  
Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia;  
Mikheev Institute of Metal Physics, the Ural Branch, the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg, Russia.  
Email: j.n.loginov@urfu.ru, ORCID: 0000-0002-7222-2521

**Sergey O. Nepriakhin** – PhD (Eng.), Associate Professor,  
Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia.  
Email: s.o.nepriakhin@urfu.ru, ORCID: 0000-0003-3331-5618

**Kirill T. Isyakaev** – postgraduate student,  
Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia;  
OJSC Kamensk-Uralsky Metallurgical Works, Kamensk-Uralsky, Russia.  
Email: IsyakaevKT@kumw.ru