

DOI: [10.7242/1999-6691/2022.15.2.18](https://doi.org/10.7242/1999-6691/2022.15.2.18)
УДК 539.374+621.791.927.55+620.186.5

МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА АМг6 В ПРОКОВАННОМ СЛОЕ ПРИ НАПЛАВКЕ МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ ГИБРИДНОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Н.К. Салихова^{1,2}, Д.С. Дудин^{1,2}, И.Э. Келлер^{1,2}, А.А. Осолков², А.В. Казанцев², Д.Н. Трушников²

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Российская Федерация

²Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Российская Федерация

Изучаются закономерности протекания статической рекристаллизации при наплавке слоя металла на грань призматического образца, предварительно обработанную пластическим деформированием. Данная задача представляет интерес для выбора рациональных параметров процесса гибридного аддитивного производства легких и прочных линейных элементов сегментированных конструкций из алюминий-магниевого сплава с применением послойной проковки пневматическим ударным инструментом. Для этого численно решаются независимые задачи односторонней проковки образца и теплопроводности при плазменно-дуговой наплавке слоя на этот же образец. Далее накопленные пластические деформации и история изменения температуры используются при расчете объемной доли статически рекристаллизованного материала в наклепанном слое образца в условиях термоцикла. Расчет процесса проковки выполнялся в пакете LS-DYNA®, тепловая задача решалась в Comsol Multiphysics®, а доля рекристаллизованного материала определялась средствами Wolfram Mathematica. Воздействие пневмомолотка в численной модели оценивалось с помощью тензометрированной стальной мишени и подтверждалось по измеренным в эксперименте искажениям поперечного сечения прокованного бруса из сплава АМг6. Тепловое воздействие рассчитывалось с учетом позиционно-интегрирующего регулятора, автоматически управляющего процессом наплавки в установке гибридного аддитивного производства. Для расчета объемной доли статически рекристаллизованного материала использовался закон Аврамы и данные о зависимости времени 50%-ной трансформации материала от накопленной деформации и температуры, взятые из литературы для алюминий-магниевого сплава 5083, аналогичного АМг6. Модель Аврамы предсказывает высокую чувствительность доли рекристаллизованного материала к предварительной пластической деформации и максимальной температуре в термоцикле при наплавке слоя, и поэтому более локализованный погранслои рекристаллизованного материала по сравнению с погранслоем пластических деформаций. Результаты расчета позволили определить необходимые условия послойной обработки давлением, которые обеспечат толщину слоя рекристаллизованного материала, соизмеримого с толщиной наплавляемого слоя. Рациональность рекомендованного режима гибридного аддитивного производства с тройной проковкой каждого слоя экспериментально подтверждена заметно более высокими характеристиками прочности и пластичности материала по сравнению с аналогичными характеристиками материалов, полученных аддитивным производством без проковки или с однократной проковкой.

Ключевые слова: аддитивное производство, послойная проковка, статическая рекристаллизация, алюминий-магниевого сплавы, численный расчет, экспериментальное подтверждение

MODELING OF AMg6 ALLOY RECRYSTALLIZATION IN THE FORGED LAYER DURING THE OVERLAY WELDING OF A MATERIAL IN THE PROCESS OF HYBRID ADDITIVE MANUFACTURING

N.K. Salikhova^{1,2}, D.S. Dudin^{1,2}, I.E. Keller^{1,2}, A.A. Oskolkov², A.V. Kazantsev² and D.N. Trushnikov²

¹Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm, Russian Federation

²Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

The regularities of static recrystallization during the welding of metal layer over the face of a prismatic specimen pretreated by plastic deformation are studied. This problem is of interest in selecting the rational parameters for the process of hybrid additive manufacturing of light and high-strength linear elements of segmented structures made of aluminum-magnesium alloys via layer-by-layer forging with a pneumatic hammer. For this purpose, the two independent problems of the one-sided forging of a prismatic specimen and temperature evolution during the plasma-arc welding of a layer over the same specimen are solved numerically. The fields of accumulated deformations and the history of temperature changes in the specimen are used to calculate the volume fraction of statically recrystallized material in the work-hardened layer under the influence of a thermal cycle temperature. The forging calculation was performed based on the LS-DYNA® package, the thermal problem was solved in Comsol Multiphysics®, and the fraction of recrystallized material was calculated by making use of the Wolfram Mathematica system. In the numerical model, the impact of the pneumatic hammer was estimated by means of a strain-gauged steel target, and then was verified by evaluating the distortions of the cross-section of the forged bar made of AMg6 alloy measured in the experiment. The thermal effect was calculated taking into account the PI controller, which automatically controls the overlaying process in the hybrid additive manufacturing plant. The volume fraction of a statically recrystallized material was calculated using Avrami's law and data on the dependence of the time of 50% transformation of the material on the accumulated deformation and the temperature taken from the literature on aluminum-magnesium alloy 5083, which is similar to AMg6. The model predicts a high sensitivity of the fraction of recrystallized material to previous plastic deformation and to the maximum temperature in the thermal cycle of overlay welding, and therefore a more localized boundary layer of recrystallized material compared to the boundary layer in plastic deformation. The results of calculation demonstrate the effectiveness of layer-by-layer pressure shaping strategies for providing deep-layer plastic deformation. In terms of the degree of recrystallization, the use of rational modes of overlay welding and forging can ensure the synthesis of products with high strength and ductility characteristics in hybrid additive manufacturing processes.

Key words: additive manufacturing, layer-by-layer forging, static recrystallization, aluminum-magnesium alloys, numerical calculation, experimental confirmation

1. Задача и цели исследования

Аддитивное производство проволоочно-дуговой наплавкой позволяет создавать легкие и прочные металлические конструкции сложной формы при значительной экономии материала. Для достижения характеристиками прочности и ресурса материала значений, характерных для катаного металла, разрабатываются эффективные технологии плазменной наплавки (в том числе плавящимся электродом), холодного переноса металла, последующей термообработки, а также подбираются рациональные режимы процессов [1]. Прочность и пластичность металлических сплавов, произведенных таким способом, во многом лимитируется дендритной структурой кристаллитов. Образование подобной микроструктуры удается подавить использованием гибридных технологий аддитивного производства, в которых наплавленный слой линейного элемента сегментированной конструкции проковывается пневматическим ударным инструментом (пневмомолотком) или обкатывается роликом. Такие технологии в последние десять лет разрабатываются рядом научных организаций: университетами Крэнфилда и Манчестера [2–5], Индийским институтом технологии Бомбея [6, 7], Пермским национальным исследовательским политехническим университетом [8–11], Брянским государственным техническим университетом [12, 13].

Существуют различные теории формирования однородной мелкозернистой структуры в металле, при гибридном аддитивном производстве. К такой микроструктуре приводят твердотельные трансформации вследствие рекристаллизации (в алюминиево-магниевых сплавах) или фазовых превращений (в титановых сплавах и нержавеющей сталях), происходящие в наклепанном металле в условиях термоцикла при наплавке нового слоя. Послойная проковка также подавляет зародыши дендритов на поверхности за счет замены поверхностного механизма образования зародышей зерен объемным.

Настоящая работа направлена на изучение особенностей рекристаллизации в материале, полученном гибридным аддитивным способом из алюминиево-магниевого сплава АМг6. В рассматриваемом процессе, в соответствии с картами механизмов пластической деформации, наблюдается статическая рекристаллизация в приповерхностном слое твердого материала, зависящая от накопленной пластической деформации, приобретенной при проковке, и происходящая в ходе нагрева материала при наплавке следующего слоя. Поскольку процессы пластического деформирования и нагрева протекают последовательно, то в первом приближении они считаются несвязанными. Отвечающие им задачи решаются по отдельности численно в пакетах LS-DYNA® и Comsol Multiphysics®. Далее по определенным в результате решения этих задач полю накопленной пластической деформации и истории распределения температуры в образце в пакете Wolfram Mathematica рассчитывается поле объемной доли рекристаллизованного материала с использованием закона Авраами. Для задания в численной модели характеристик воздействия пневмомолотка, эквивалентных реальным, использовалась тензометрированная мишень, а также данные искажения поперечного сечения однократно прокованного образца. Пластические свойства АМг6 в широком диапазоне скоростей деформаций определялись из необходимых статических и динамических испытаний методом Гопкинсона–Кольского. Данные закона Авраами для сплава 5083, аналогичного АМг6, для необходимых значений накопленных деформаций и температуры, брались из литературы.

Рассчитанное пространственное распределение объемной доли рекристаллизованного материала в зависимости от степени проковки могут служить инструментом для выбора ее правильных параметров при получении изделий с высокими пластическими и прочностными характеристиками на основе гибридных аддитивных технологий.

2. Определение характеристик ударного воздействия при проковке

Для численного изучения закономерностей эволюции пространственного распределения объемной доли рекристаллизованного материала рассмотрена модельная задача односторонней проковки прямого призматического упругопластического бруса, противоположная грань которого жестко закреплялась на массивной плите. Производилась равномерная проковка линейного образца по его длине; такой способ относится к «точечным» технологиям обработки давлением, сопровождающимся локализацией пластической деформации вблизи обрабатываемой поверхности.

Для отыскания характеристик ударного воздействия пневмомолотка выполнен следующий эксперимент: образец–брус размерами 150×23,7×10,3 мм, вырезанный из проката АМг6, отожженного в течение 3 ч при 550°C с последующим охлаждением на воздухе, жестко и равномерно закреплялся пятью винтами на стальной плите, прижатой к рабочей поверхности автоматической установки гибридного аддитивного производства, сконструированной на базе металлообрабатывающего центра (см. Рис. 1а). Образец проковывался пневматическим молотком SA7401H AIRPRO, закрепленным на колонне установки. Для эффективной проковки наплавленного сегмента использовался цилиндрический боек со сферическим наконечником радиуса 15 мм (см. Рис. 1б). Предварительно экспериментально определялись оптимальные

параметры: рабочее давление 0,6 МПа, давление прижима бойка 0,2 МПа и скорость подачи $v = 300$ мм/мин, обеспечивающие равномерность обработки линейного элемента.

Был выполнен анализ сигналов с тензометрированного образца-мишени, представляющей собой 100-миллиметровый отрезок железнодорожного рельса Р24 (см. Рис. 2а). Данные с двух тензодатчиков, установленных вертикально на обеих сторонах шейки рельса, поступали на тензостанцию ZET 017-U4. Деформация $\varepsilon(t)$, отфильтрованная от высокочастотных акустических шумов, позволила реконструировать эквивалентную силу инструмента $F(t) = F_0(4/3 + \sin 2\pi t/v)$, $F_0 = 10$ кН, $v = 47$ Гц, вызывающую аналогичные деформации шейки рельса в контрольной точке (см. Рис. 2б). Для этого в пакете LS-DYNA® решалась соответствующая упругопластическая задача. Работа пластической деформации за один ход бойка соответствовала энергии удара 20 Дж, указанной в паспорте инструмента.

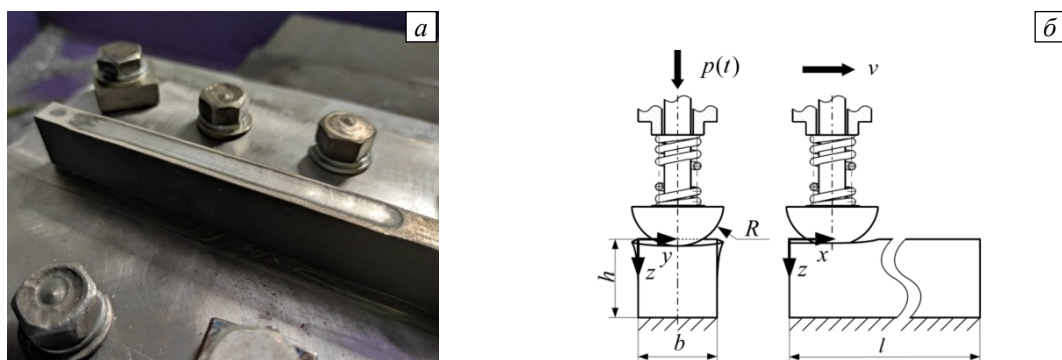


Рис. 1. Контрольный образец, прокованный пневмомолотком, (а) и схема процесса проковки (б)

Из контрольного образца, прокованного с узкой стороны, на электроэрозионном станке вырезались тонкие поперечные слои, плоскопараллельные грани которых шлифовались. Искажение поперечного сечения образца (см. Рис. 3а), измеренное с помощью цифрового оптического микроскопа Nirox КН-7700, локализовалось на глубине с полумаксимумом 5,0 мм от поверхности проковки при лунке шириной 9,3 мм и глубиной 0,8 мм. Это искажение воспроизводилось в численном расчете проковки образца АМгб [14] с параметрами воздействия пневмомолотка, определенными выше, чем обеспечивалось их независимое подтверждение.

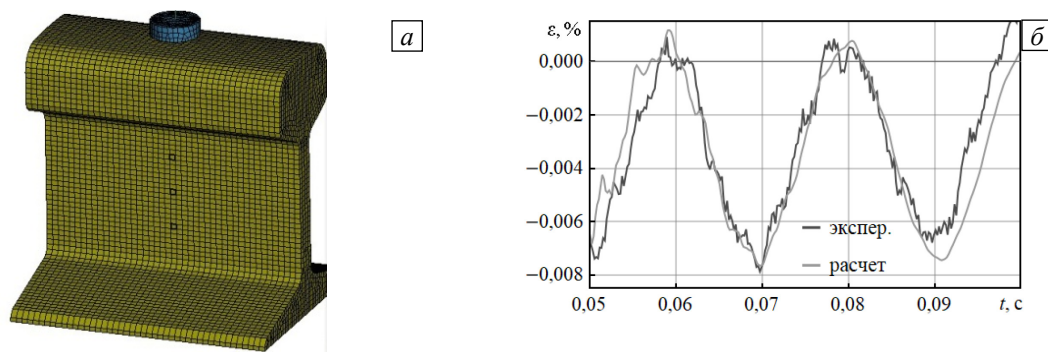


Рис. 2. Расчетная схема проковки мишени (рельса) (а) и деформации его шейки в контрольной точке (в средней из трех показанных) (б)

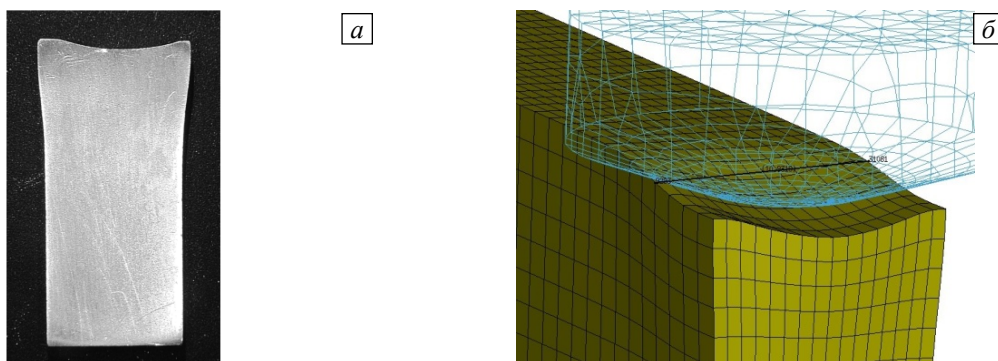


Рис. 3. Искаженное поперечное сечение образца АМгб (а) и его воспроизведение в численном расчете (б)

3. Модель упругопластичности материала и ее идентификация

Для описания больших пластических и малых упругих деформаций металлов использована стандартная модель [15, 16] в терминах текущего лагранжева подхода в скоростях, численно реализованная в пакете LS-DYNA®. Принята аддитивность упругих и пластических тензоров деформаций скорости, при этом упругий тензор связывается линейно с производной Яуманна тензора напряжений Кирхгоффа, а пластический тензор $\dot{\varepsilon}_{ij}^p$ — с тензором напряжений Коши σ_{ij} посредством закона пластического течения:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial \sigma_{ij}},$$

где $\phi = \phi_M$ — пластический потенциал, ассоциированный с критерием текучести Мизеса

$$\phi_M = \frac{\sigma_i^2}{\sigma_u^2} - 1 = 0.$$

Здесь: $\sigma_i = \sqrt{3s_{ij}s_{ij}/2}$ — интенсивность напряжений, $s_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_m \delta_{ij}$ — компоненты девиатора напряжений, $\sigma_m = \sigma_{kk}/3$ — среднее напряжение; σ_u — предел текучести при одноосном растяжении, для которого принят закон изотропного упрочнения Джонсона–Кука в форме:

$$\sigma_u = (A + B\varepsilon_p^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_*} \right),$$

где $\dot{\varepsilon}_p = \sqrt{2\dot{\varepsilon}_{ij}^p \dot{\varepsilon}_{ij}^p} / 3$ — интенсивность скоростей пластических деформаций, $\varepsilon_p = \int_0^t \dot{\varepsilon}_p dt$ — накопленные пластические деформации.

В расчетах плотность и коэффициент Пуассона принимались равными $\rho_0 = 2640 \text{ кг/м}^3$ и $\nu = 0,3$. Константы закона упрочнения Джонсона–Кука $A = 140 \text{ МПа}$, $B = 408 \text{ МПа}$, $C = 0$, $\dot{\varepsilon}_* = 1$, $n = 0,44$ и модуль упругости $E = 71 \text{ ГПа}$ для АМг6 определялись экспериментально. Для этого осуществлялись квазистатические испытания на растяжение со скоростью деформации $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре на электромеханической универсальной испытательной машине Shimadzu AG-Xplus. Из отожженного листового проката на электроэрозионной установке вырезались три плоских образца–лопатки № 23 по ГОСТ 1497-84. В ходе испытаний с помощью видеозкстензометра регистрировалось продольное относительное перемещение меток на рабочей части образца и относительное сужение рабочей части образца, по которым затем находились истинные напряжения. Динамические испытания на сжатие цилиндрических образцов выполнялись методом Кольского [17, 18] на разрезном стержне Гопкинсона. Испытания проводились при комнатной температуре и значениях скоростей деформации от 200 до 2000 с^{-1} . На рисунке 4 приведены экспериментальные кривые деформирования в истинных напряжениях и деформациях. Динамические кривые находятся в пределах статистической погрешности квазистатических кривых, поэтому аппроксимация законом Джонсона–Кука не содержит скоростного множителя, при этом учитывался диапазон от предела текучести до предела однородности удлинения.

При численном решении контактной динамической задачи методом конечных элементов для аппроксимации расчетной области использовался 8-узловой параллелепипед с единственной точкой интегрирования. Область состояла из $90 \times 16 \times 16$ элементарных параллелепипедов длиной $l_x = 1,67 \text{ мм}$, шириной $l_y = 0,64 \text{ мм}$ и высотой $l_z = 1,48 \text{ мм}$. Корректный переход к дискретному аналогу в контактирующих узлах и на гранях элементов достигался путем подбора коэффициента контактной жесткости. Коэффициент сухого трения принимался равным нулю. Для регуляризации задачи, в соответствии с рекомендациями разработчиков программного обеспечения [19], были подобраны приемлемые коэффициенты диссипации кинетической энергии системы. Релеевский коэффициент диссипации $\beta = 0,1$ с обеспечивал фильтрацию акустических составляющих и скорость счета.

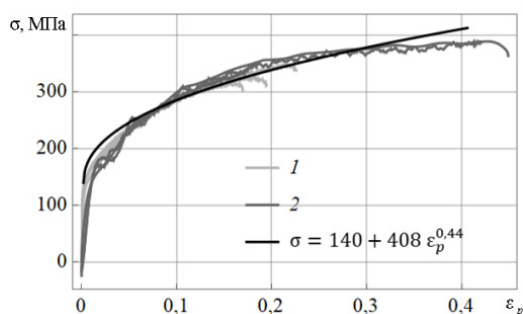


Рис. 4. Кривые деформирования АМг6 при скоростях нагружения $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (1) и $2 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ (2) в координатах истинных напряжений и логарифмических деформаций, а также их аппроксимация

Характеристики профиля погранслоя накопленных пластических деформаций вблизи плоскости проковки (максимальное значение $\varepsilon_p = 0,2$ и глубина полумаксимума $z_{05}^{\varepsilon} = 5$ мм) для рассматриваемого образца АМгб при однократном проходе инструмента получены ранее в [14]. Для более полной рекристаллизации материала требовались более высокие значения этих характеристик. Они достигались при двойном или тройном проходах инструмента. Для таких режимов численные расчеты дали значения: $\varepsilon_p = 0,4$, $z_{05}^{\varepsilon} = 6$ мм (для двойной проковки) и $\varepsilon_p = 0,48$, $z_{05}^{\varepsilon} = 6,5$ мм (для тройной проковки).

4. Решение задачи теплопроводности

Решалась нестационарная задача теплопроводности в прямоугольном параллелепипеде (образце–брусе), на одну грань которого наплавлялся слой материала (см. Рис. 5а). В установке гибридного аддитивного производства реализовано автоматическое регулирование мощности подвода тепла плазмотроном для обеспечения равномерности процесса [20]. Это дает возможность наплавить слой постоянной толщины l_z и установить единый размер конечно-элементной сетки вдоль нормальной координаты. Скорость наплавки составляла $v_x = 1$ мм/с при подаче проволоки диаметром 1,2 мм со скоростью 13,5 мм/с. Для моделирования тепловых процессов при наплавке слоя был реализован следующий алгоритм. Слой пространства толщиной l_z над гранью наплавки разбивался на тетраэдральные конечные элементы (см. Рис. 5б). Наличие теплового источника и изменение теплофизических констант в области ванны расплава задавалось с помощью подвижной индикаторной функции:

$$I(x, y, z, t) = (h(z + l_z) - h(z)) (h(y) - h(y - 16l_y)) (h(x - v_x t) - h(x - v_x t - 6l_x)),$$

где $h(s) = \{0, s < 0; 1, s \geq 0\}$ — функция Хевисайда, $\int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} I(x, y, z, t) dx dy dz = 6l_x \cdot 16l_y \cdot l_z = V_*$.

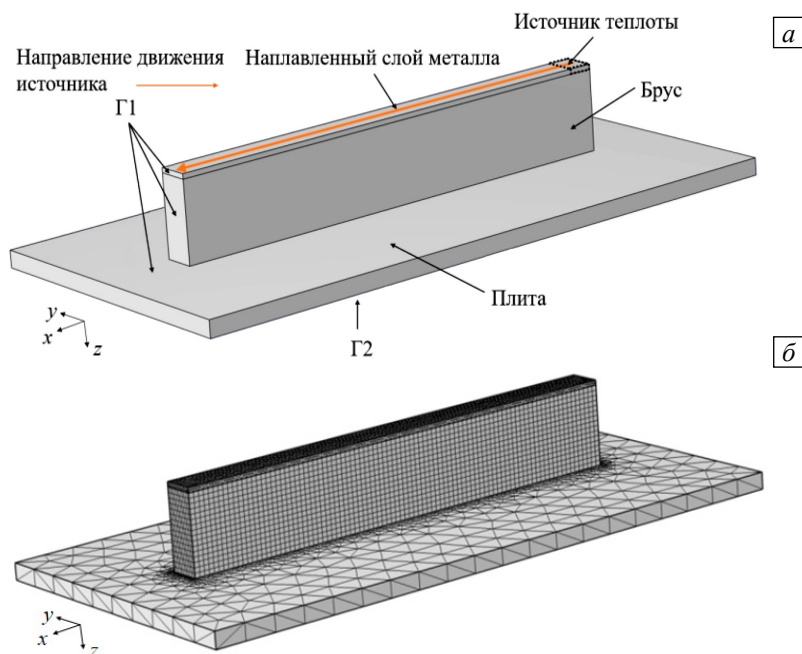


Рис. 5. Расчетная схема процесса наплавки слоя металла на грань бруса (а) и разбиение расчетной области на конечные элементы (б)

В расчетной области решалось уравнение теплопроводности:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (\lambda \nabla T) + q,$$

где T — абсолютная температура, ρ — плотность материала, c_p и λ — коэффициенты удельной теплоемкости и теплопроводности, ∇ — оператор Гамильтона, q — удельная мощность источника тепла.

На поверхности Г1 всей расчетной области (кроме нижней грани плиты Г2) задавались условия радиационного и конвективного теплообмена с окружающей средой:

$$-\lambda \mathbf{n} \cdot \nabla T = \varepsilon_T \sigma_{SB} (T^4 - T_0^4) + k(T - T_0).$$

Здесь: k — коэффициент теплопередачи от поверхности к окружающей среде; T_0 — абсолютная температура окружающей среды; σ_{SB} — постоянная Стефана–Больцмана; ε_T — коэффициент теплового излучения; \mathbf{n} — вектор внешней нормали к границе. Поверхность Г2 плиты считалась теплоизолированной: $\lambda \mathbf{n} \cdot \nabla T = 0$. Внутренние поверхности раздела — фронты плавления и кристаллизации, в модели не рассматривались. Для всей расчетной области задавались однородные начальные условия: $T(t=0) \equiv T_0$.

Объемный источник теплоты в виде прямоугольного параллелепипеда размером $6l_x \times 16l_y \times l_z$ и объемом V_* двигался со скоростью v_x вдоль оси x , тем самым к расчетной области добавлялся наплавляемый слой. В пакете Comsol Multiphysics® задача теплопроводности решалась с применением неявной схемы интегрирования, при этом шаг по времени равнялся 0,1 с. Мощность источника теплоты в заданном объеме V_* рассчитывалась по формуле $P(t) = \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} q(x, y, z, t) dx dy dz = V_* q_*(t)$, где $q(x, y, z, t) = I(x, y, z, t) q_*(t)$, и, как сказано выше, автоматически регулировалась для равномерности прогрева в процессе наплавки. Объем ванны расплава, имеющей глубину, большую толщины наплавляемого слоя металла l_z на глубину зоны проплавления образца–бруса ($z_s > l_z$), определялся по температуре солидуса: $T(V_s) \geq T_s$. Управление процессом наплавки на каждом шаге по времени выполнялось по невязке $u(t) = (V_s(t) - V_{**})/V_{**}$ с помощью позиционно-интегрирующего регулятора:

$$P(t+\tau) = P(t) - K_p P(t) u(t) - K_I P(t) \int_0^t u(t) dt, \quad P(0) = P_0.$$

При этом V_{**} — заданное значение объема ванны, составляло 1,25 объема источника теплоты V_* при глубине проплавления бруса до 1 мм; K_p , K_I — коэффициенты позиционного и интегрирующего звеньев регулятора, подбирались из условий устойчивости и критериев качества процесса. Считалось, что удельная мощность источника тепла $q_*(t) = P(t)/V_*$ равномерно распределялась по объему V_* в текущий момент времени. Одновременно с источником тепла в наплавленной области задавалась плотность и теплофизические характеристики материала, а также условия на добавленной внешней границе Г1. Для реализации алгоритма в пакете Comsol Multiphysics® написан макрос. Принятые в расчете значения теплофизических и других констант модели сведены в таблицу 1.

Таблица 1. Константы, принятые в модели теплопроводности

Константа	Обозначение	Размерность	Значение
Температура солидуса АМг6	T_s	°С	550
Температура окружающей среды	T_0	°С	20
Удельная теплоемкость АМг6	c_p	Дж·кг ⁻¹ ·К ⁻¹	922
Плотность массы АМг6	ρ	кг·м ⁻³	2640
Коэффициент теплопроводности АМг6	λ	Вт·м ⁻¹ ·К ⁻¹	122
Коэффициент теплового излучения АМг6	ε_T	—	0,33
Коэффициент теплопередачи АМг6 в воздухе	k	Вт·м ⁻² ·К ⁻¹	15
Постоянная Стефана–Больцмана	σ_{SB}	Вт·м ⁻² ·К ⁻²	$5,67 \cdot 10^{-8}$
Начальная мощность источника тепла	P_0	Вт	800
Коэффициент позиционного звена	K_p	—	0,8
Коэффициент интегрирующего звена	K_I	с ⁻¹	0,005

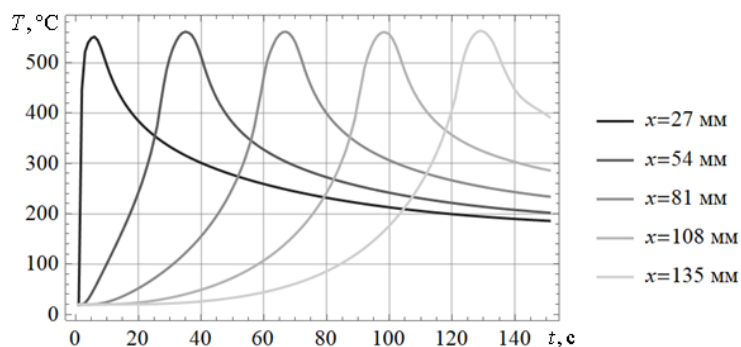


Рис. 6. Эволюция продольного профиля температуры в верхнем слое конечных элементов при различных положениях источника тепла при наплавке слоя

На рисунке 6 показаны результаты моделирования распределения профиля температуры в продольной плоскости симметрии образца для верхнего слоя конечных элементов, находящихся под наплавленным слоем, непосредственно контактирующих с ним, при различных положениях источника тепла в течение наплавки одного слоя. Результаты показывают стабильность максимальной температуры и ее профиля вблизи точки максимума, играющего важную роль в процессе рекристаллизации.

5. Модель статической рекристаллизации и ее идентификация

При расчете рекристаллизации зерен либо фазовых превращений при термомеханическом нагружении, сопровождающем процессы обработки давлением металлических сплавов, применяются различные модели. Возможность корректного определения материальных констант по экспериментальным данным обеспечивают прежде всего феноменологические модели с минимальным числом микроструктурных переменных и факторов, которые контролируют изменение микроструктуры. Для описания статической рекристаллизации прокованного металла в ходе цикла наплавки используются модели с одним микроструктурным параметром — долей превращенного материала, которая зависит от накопленных пластических деформаций и истории изменения температуры. Согласно [21] данный вид превращений относится к диффузионно-контролируемым. В приграничном прокованном слое, характеризующемся глубиной полумаксимумы накопленных пластических деформаций 5–7 мм и их максимальными значениями 0,2–0,5 (при однократном–трехкратном проходе инструмента), имеет место высокая плотность дислокаций. В процессе цикла наплавки этот слой проплавляется на глубину до 1 мм, а в оставшемся твердым материале в зонах с высокой плотностью дислокаций происходит рост новых равноосных зерен.

Для описания статической рекристаллизации наиболее применяемой является модель Аврамы (Джонсона–Мела–Аврамы–Колмогорова) [21–28]:

$$f = 1 - \exp\left(-\beta\left(\frac{t}{t_{05}}\right)^n\right), \quad (1)$$

где f — объемная доля превращенного материала, t_{05} — время, за которое половина объема материала претерпевает превращение, $\beta = \ln 2$. Обычно полагается, что $t_{05} = g(\varepsilon_p, T)$, $g(\varepsilon_p, T) = \zeta \varepsilon_p^m \exp(Q/RT)$ и $n = h(T)$. Выражение (1) является решением уравнения:

$$\dot{f} = \alpha t^{n-1} (1 - f), \quad (2)$$

которое удобнее использовать в условиях изменения температуры; здесь $\alpha = n \ln 2 / t_{05}^n$. Если из экспериментов при постоянной температуре и накопленной пластической деформации определяется функция $t_*(T, \varepsilon_p)$ — время, за которое доля превращенного материала достигает значения $f_* < 1$, то расчет рекристаллизации в неизотермических процессах может быть выполнен с помощью принципа суммирования [21]:

$$f = f_* \int_0^t \frac{dt}{t_*(T(t), \varepsilon_p)}. \quad (3)$$

Также используется модель Леблонда–Дево [29]:

$$\dot{f} = g(\dot{T}) \frac{f_{eq}(T) - f}{t_*(T, \varepsilon_p)}, \quad (4)$$

где $f_{eq}(T)$ — равновесная объемная доля, в которой явно выделяется функция $g(\dot{T})$, учитывающая скорость охлаждения.

Для определения материальных констант закона Аврами (1) для сплава АМг6 использовались экспериментальные данные [30] для близкого по химическому составу сплава 5083, которые здесь аппроксимировались заново. В результате получено:

$$t_{05} = 2,2 \cdot 10^{-14} \left(1 + \frac{4,3}{\varepsilon_p^3} \right) \exp \left(\frac{1,9 \cdot 10^5}{RT} \right), \quad n = 0,81. \quad (5)$$

На рисунке 7а приведены кривые роста объемной доли рекристаллизованного материала в зависимости от величины предварительной пластической деформации в ходе термоцикла. В качестве последнего взята найденная выше история изменения температуры в точке, расположенной на глубине 1,3 мм в продольной плоскости симметрии образца. Результаты демонстрируют чувствительность процесса к предварительной деформации в пограничном слое прокованного образца. С ростом предварительной деформации имеет место заметное увеличение скорости роста доли рекристаллизованного материала. Также можно видеть, что процесс в основном развивается в интервале высоких температур, который начинается с определенной величины, зависящей от предварительной деформации. На рисунке 7б для этого показана зависимость доли рекристаллизованного материала от максимальной температуры в термоцикле при предварительной деформации 0,4. Подобная нелинейность способствует более сильной локализации по глубине доли рекристаллизованного материала по сравнению с накопленными пластическими деформациями.

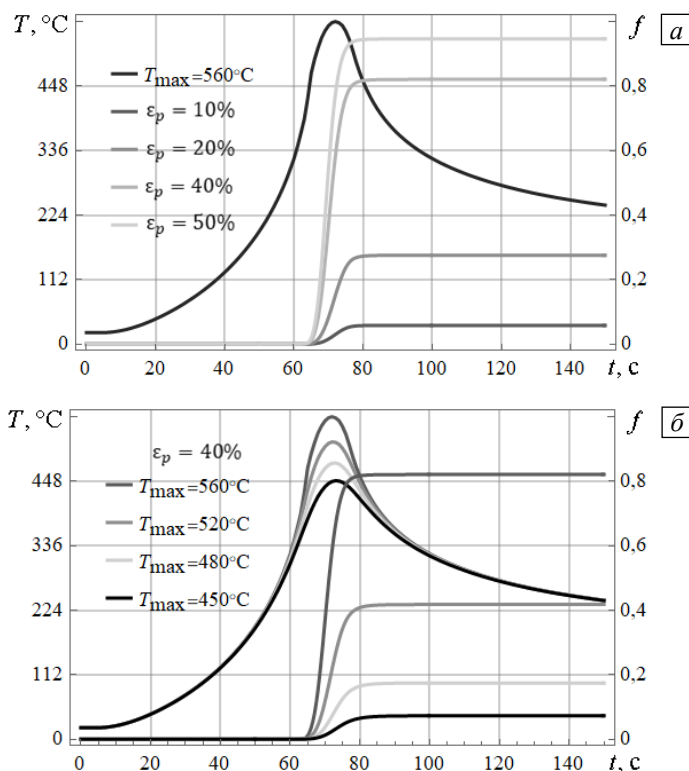


Рис. 7. Эволюция объемной доли рекристаллизованного материала в течение термоцикла в зависимости от предварительной накопленной пластической деформации (а) и максимальной температуры в цикле (б)

6. Результаты расчета доли рекристаллизованного материала и сопоставление с экспериментом

Твердофазное превращение материала в образце рассчитывалось в пакете Wolfram Mathematica согласно уравнению (2) с константами (5) по накопленным пластическим деформациям и истории изменения температуры, рассчитанным на предыдущих этапах.

Распределения по поперечному сечению образца накопленной пластической деформации и объемной доли рекристаллизованного материала от воздействия температуры при наплавке слоя на поверхность $z = 0$ показаны на рисунке 8. На рисунке 8б видно, что слой рекристаллизованного материала локализован вблизи наращиваемой поверхности и его доля существенно ниже вблизи боковых сторон образца вследствие недостаточной степени проковки этих областей бойком со сферическим наконечником (см. Рис. 8а). Профили погранслоев доли рекристаллизованного материала и накопленной пластической

деформации по глубине поперечного сечения вдоль плоскости симметрии для однократной, двукратной и трехкратной проковки изображены на рисунке 9. Обращает на себя внимание более узкая локализация погранслоя доли рекристаллизованного материала по сравнению с погранслоем накопленной пластической деформации, что качественно прогнозировалось выше. При однократной проковке отношение глубин полумаксимумов этих величин z_{05}^e/z_{05}^f приблизительно равно 2, а при трехкратной — 4. Кроме того, максимальное значение объемной доли рекристаллизованного материала увеличивается с 0,3 при однократной проковке до 0,9 при двукратной и трехкратной проковке. Приблизительно в той же пропорции увеличивается и интегральное значение объема рекристаллизованного материала. При однократной проковке глубина полумаксимума доли рекристаллизованного материала составляет приблизительно 1 мм, при трехкратной — 2 мм.

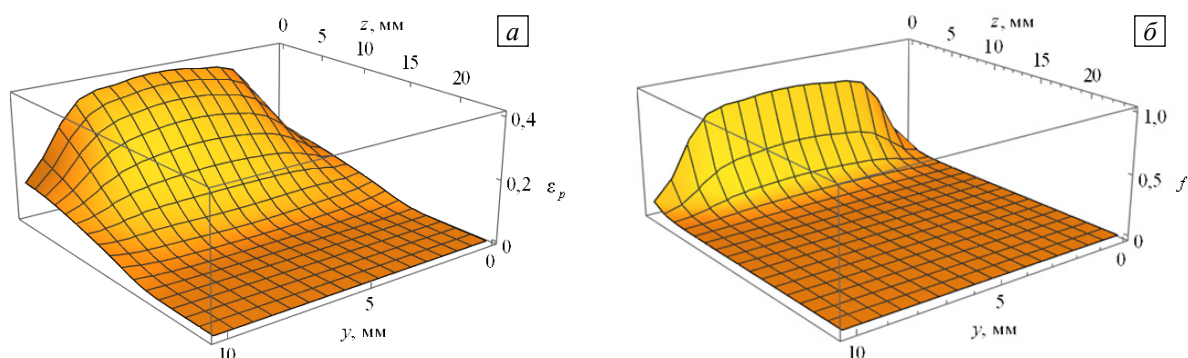


Рис. 8. Распределение по поперечному сечению образца накопленной пластической деформации (а) и объемной доли рекристаллизованного материала (б) при двойной проковке

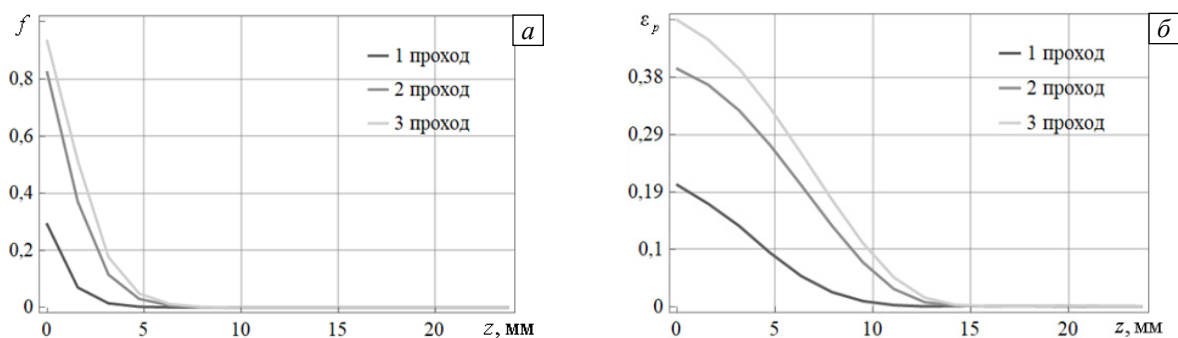


Рис. 9. Распределение по глубине объемной доли рекристаллизованного материала (а) и накопленной пластической деформации (б) при однократной, двойной и тройной проковке

Рисунок 10 содержит еще одно представление результатов расчета — для точек, располагающихся на различных глубинах относительно наращиваемой поверхности, приведены кривые эволюции температуры и роста доли рекристаллизованного материала в течение процесса наплавки. Эти данные показывают чувствительность процесса превращения к величине накопленной пластической деформации и максимальной температуре термцикла, что и описывает закон Аврами (см. Рис. 7).

Анализ расчетных данных позволяет сделать вывод, что при однократной проковке линейного сегмента не достигаются характеристики погранслоя накопленной пластической деформации, достаточные для полной статической рекристаллизации материала на глубине, надежно превышающей глубину жидкой ванны, при последующей наплавке слоя. Для более полной рекристаллизации наращиваемого материала целесообразно применять стратегии обработки, обеспечивающие большую толщину прокованного слоя (либо, для конкретности, более глубокое залегание точки, отвечающей половине максимума распределения накопленной пластической деформации). Для этого необходима проковка пневмоинструментом в 2–3 прохода в автоматической установке гибридного аддитивного производства.

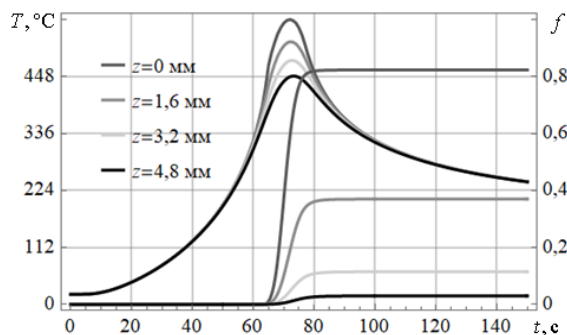


Рис. 10. Эволюция температуры и объемной доли рекристаллизованного материала в зависимости от расстояния от поверхности наплавки

Для изучения эффективности гибридной технологии аддитивного производства с проковкой выполнялись испытания на растяжение согласно [31]; в их ходе определялись σ_B — временное сопротивление, и δ — относительное удлинение после разрыва. Из материала, произведенного с помощью технологии холодного переноса металла из проволоки 5356 ESAB диаметром 1,2 мм с зигзагообразным наплавлением, без применения послойной проковки, а также с однократной и трехкратной послойной проковкой изготавливались по три стандартных образца-лопатки, которые испытывались на растяжение при скорости подвижного захвата 1 мм/мин. Для сравнения также исследовались на растяжение образцы из отожженного проката АМг5. Результаты испытаний, сведенные в таблицу 2, показывают, что трехкратная послойная проковка заметно повышает характеристики прочности и пластичности материала, а однократная улучшает их незначительно.

Таблица 2. Стандартные характеристики прочности и пластичности исследуемых материалов

Способ создания материала	Характеристика	σ_B , МПа	δ , %
Прокат (отожженный АМг5)		286±6	22±2
Аддитивное производство без послойной проковки		261±3	26±2
Аддитивное производство с однократной послойной проковкой		265±5	27±2
Аддитивное производство с трехкратной послойной проковкой		278±5	36±6

7. Заключение

Численно исследован процесс статической рекристаллизации алюминий-магниевого сплава АМг6 в течение термоцикла при наплавке слоя материала на грань линейного образца, предварительно прокованную пневмоинструментом. Материал с мелким рекристаллизованным зерном обладает повышенными характеристиками прочности и пластичности по сравнению с материалом, нанесенным с применением аддитивных технологий без послойной проковки, имеющим дендритную структуру. Для рекристаллизации материала в течение термоцикла необходим наклеп, который создается проковкой заготовки.

Подробное рассмотрение процесса гибридного аддитивного производства при наплавке материала на поверхность позволило сформулировать несвязанную модель следующих друг за другом этапов проковки, наплавки и твердофазного превращения материала, зависящего от накопленных пластических деформаций и истории изменения температуры, рассчитанных на предыдущих этапах. Каждая из задач численно решалась в соответствующем пакете программ LS-DYNA®, Comsol Multiphysics® и Wolfram Mathematica с идентификацией необходимых характеристик по экспериментальным данным.

Установлено, что для сплава АМг6, вследствие существенной нелинейности закона статической рекристаллизации (2), (5) по накопленным пластическим деформациям и температуре, слой синтезированного материала локализуется с характерной глубиной, которая в 2–4 раза меньше характерной глубины накопленных пластических деформаций при 1–3 проходах проковки, соответственно, и составляет 1–2 мм. С учетом частичного проплавления заготовки на глубину до 1 мм и толщины наплавляемого слоя около 1,5 мм для получения материала со значимой долей мелкого зерна рекомендуется применять двойную либо тройную проковку каждого наплавленного слоя материала в процессе гибридного аддитивного производства. Данная рекомендация подтверждена экспериментально.

Авторы выражают благодарность коллегам из ИМСС УрО РАН Ю.В. Баяндину, М.В. Банникову и В.В. Чудинову за проведение испытаний и получение констант закона упрочнения АМг6, а также сотруднику ПНИПУ Е.С. Лобову за экспериментальную калибровку воздействия пневмоинструмента.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 21-19-00715).

Литература

1. Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Xu J., Norrish J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: Properties, defects and quality improvement // J. Manuf. Process. 2018. Vol. 35. P. 127-139. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>
2. Colegrove P.A., Coules H.E., Fairman J., Martina F., Kashoob T., Mamash H., Cozzolino L.D. Microstructure and residual stress improvement in wire and arc additively manufactured parts through high-pressure rolling // J. Mater. Process. Tech. 2013. Vol. 213. P. 1782-1791. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.04.012>
3. Gu J., Wang X., Bai J., Ding J., Williams S.W., Zhai Y., Liu K. Deformation microstructures and strengthening mechanisms for the wire+ arc additively manufactured Al-Mg4.5Mn Alloy with inter-layer rolling // Mater. Sci. Eng. 2018. Vol. 712. P. 292-301. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.113>

4. *Honnige J.R., Colegrove P.A., Ganguly S., Eimer E., Kabra S., Williams S.* Control of residual stress and distortion in aluminium wire+arc additive manufacture with rolling // *Addit. Manuf.* 2018. Vol. 22. P. 775-783. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.015>
5. *McAndrew A.R., Rosales M.A., Colegrove P.A., Hönnige J.R., Ho A., Fayolle R., Eytayo K., Stan I., Sukrongpang P., Crochemore A., Pinter Z.* Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire+arc additively manufactured features for microstructural refinement // *Addit. Manuf.* 2018. Vol. 21. P. 340-349. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.03.006>
6. Karunakaran K.P., Kapil S., Negi S. Multi-station multi-axis hybrid layered manufacturing system. Indian Patent. 2018. Application Number 201821038516.
7. Karunakaran K.P., Kapil S., Kulkarni P. In-situ stress relieving process for additive manufacturing. Indian Patent. 2016. Application Number 201621028306.
8. *Щицын Ю.Д., Кривоносова Е.А., Трушников Д.Н., Ольшанская Т.В., Карташов М.Ф., Неулыбин С.Д.* Использование СМТ-наплавки для аддитивного формирования заготовок из титановых сплавов // *Металлург.* 2020. № 1. С. 63-68. (English version <https://doi.org/10.1007/s11015-020-00967-0>)
9. *Щицын Ю.Д., Кривоносова Е.А., Ольшанская Т.В., Неулыбин С.Д.* Влияние аддитивной плазменной наплавки на структуру и свойства сплава системы алюминий – магний – скандий // *Цветные металлы.* 2020. № 2. С. 89-94. <https://doi.org/10.17580/tsm.2020.02.12>
10. *Shchitsyn Y., Kartashev M., Krivonosova E., Olshanskaya T., Trushnikov D.* Formation of structure and properties of two-phase Ti-6Al-4V alloy during cold metal transfer additive deposition with interpass forging // *Materials.* 2021. Vol. 14. 4415. <https://doi.org/10.3390/ma14164415>
11. *Трушников Д.Н., Карташов М.Ф., Ольшанская Т.В., Миндибаев М.Р., Щицын Ю.Д., Раймундо Сауседо Зендехо Ф.* Повышение качества изделий из сплава ВТ6, получаемых при многослойной наплавке // *СТИН.* 2021. № 6. С. 12-14. (English version <https://doi.org/10.3103/S1068798X21090264>)
12. *Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Жирков А.А., Федонин О.Н., Федонина С.О., Хандожко А.В.* Возможности аддитивно-субтрактивно-упрочняющей технологии // *Вестник БГТУ.* 2016. № 4(52). С. 151-160. <https://doi.org/10.12737/23204>
13. *Федонина С.О.* Повышение качества синтезированных из проволоки деталей волновым термомеханическим упрочнением / Дисс... канд. физ.-мат. наук: 05.02.08. Брянск, Брянский государственный технический университет, 2021. 186 с.
14. *Келлер И.Э., Казанцев А.В., Дудин Д.С., Пермяков Г.Л., Карташев М.Ф.* Искажение формы, локализация пластической деформации и распределение остаточных напряжений при односторонней проковке/обкатке бруса. Применение результатов к аддитивному производству шанпоута с послойной обработкой давлением // *Вычисл. мех. сплош. сред.* 2021. Т. 14, № 4. С. 434-443. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2021.14.4.36>
15. *Khan A.S., Huang S.* Continuum theory of plasticity. John Wiley & Sons, 1995. 421 p.
16. LS-DYNA® Keyword user's manual. Volume II. Material models. Ver. R13. LSTC, 2021. 1993 p. http://ftp.lstc.com/anonymous/outgoing/jday/manuals/LS-DYNA_Manual_Volume_II_R13.pdf (дата обращения: 3.02.2022)
17. *Nicholas T.* Tensile testing of materials at high rates of strain // *Experimental Mechanics.* 1981. Vol. 21. P. 177-185. <https://doi.org/10.1007/BF02326644>
18. *Bragov A.M., Lomunov A.K.* Methodological aspects of studying dynamic material properties using the Kolsky method // *Int. J. Impact Eng.* 1995. Vol. 16. P. 321-330. [https://doi.org/10.1016/0734-743X\(95\)28959-9](https://doi.org/10.1016/0734-743X(95)28959-9)
19. *Maker B.N., Zhu X.* Input parameters for metal forming simulation using LS-DYNA. 3rd European LS-DYNA Conf. Paris, France, June, 2001. <https://www.dynalook.com/conferences/european-conf-2001/58.pdf> (дата обращения: 3.02.2022)
20. Трушников Д.Н., Карташев М.Ф., Безукладников И.И. Способ управления процессом наплавки Патент РФ № 2750994. Оpubл. 07.07.21, Бюл. № 19.
21. *Rohde J., Jeppsson A.* Literature review of heat treatment simulations with respect to phase transformation, residual stresses and distortions // *Scand. J. Metall.* 2000. Vol. 29. P. 47-62. <https://doi.org/10.1034/j.1600-0692.2000.d01-6.x>
22. *Avrami M.* Kinetics of phase change. I. General theory // *J. Chem. Phys.* 1939. Vol. 7. P. 1103-1112. <https://doi.org/10.1063/1.1750380>
23. *Avrami M.* Kinetics of phase change. II. Transformation-time relations for random distribution of nuclei // *J. Chem. Phys.* 1940. Vol. 8. P. 212-224. <https://doi.org/10.1063/1.1750631>
24. *Avrami M.* Kinetics of phase change. III. Granulation, phase change, and microstructure // *J. Chem. Phys.* 1941. Vol. 9. P. 177-184. <https://doi.org/10.1063/1.1750872>
25. *Johnson W.A., Mehl R.F.* Reaction kinetics in process of nucleation and growth // *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.* 1939. Vol. 135. P. 416-442.
26. *Sellars C.M.* Modelling microstructural development during hot rolling // *Mater. Sci. Technol.* 1980. Vol. 6. P. 1072-1081. <https://doi.org/10.1179/MST.1990.6.11.1072>
27. *Weinberg M., Birnie D.P., Shneidman V.A.* Crystallization kinetics and the JMAK equation // *Journal of Non-Crystalline Solids.* 1997. Vol. 219. P. 89-99. [https://doi.org/10.1016/S0022-3093\(97\)00261-5](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(97)00261-5)
28. *Fernández A.I., Uranga P., López B., Rodríguez-Ibabe J.M.* Static recrystallization behaviour of a wide range of austenite grain sizes in microalloyed steels // *ISIJ International.* 2000. Vol. 40. P. 893-901. <https://doi.org/10.2355/ISIJINTERNATIONAL.40.893>
29. *Leblond B., Devaux J.* A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size // *Acta Metall.* 1984. Vol. 32. P. 137-146. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90211-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90211-6)
30. *Raghunathan N., Zaidi M.A., Sheppard T.* Recrystallization kinetics of Al-Mg alloys AA 5056 and AA 5083 after hot deformation // *Mater. Sci. Tech.* 1986. Vol. 2. P. 938-945. <https://doi.org/10.1179/mst.1986.2.9.938>
31. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. М.: Стандартинформ, 2008. 24 с.

References

1. Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Xu J., Norrish J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: Properties, defects and quality improvement. *J. Manuf. Process.*, 2018, vol. 35, pp. 127-139. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.001>
2. Colegrove P.A., Coules H.E., Fairman J., Martina F., Kashoob T., Mamash H., Cozzolino L.D. Microstructure and residual stress improvement in wire and arc additively manufactured parts through high-pressure rolling. *J. Mater. Process. Tech.*, 2013, vol. 213, pp. 1782-1791. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.04.012>
3. Gu J., Wang X., Bai J., Ding J., Williams S.W., Zhai Y., Liu K. Deformation microstructures and strengthening mechanisms for the wire+ arc additively manufactured Al-Mg4.5Mn Alloy with inter-layer rolling. *Mater. Sci. Eng.*, 2018, vol. 712, pp. 292-301. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.11.113>
4. Honnige J.R., Colegrove P.A., Ganguly S., Eimer E., Kabra S., Williams S. Control of residual stress and distortion in aluminium wire+arc additive manufacture with rolling. *Addit. Manuf.*, 2018, vol. 22, pp. 775-783. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.015>
5. McAndrew A.R., Rosales M.A., Colegrove P.A., Hönnige J.R., Ho A., Fayolle R., Eytayo K., Stan I., Sukrongpang P., Crochemore A., Pinter Z. Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire+arc additively manufactured features for microstructural refinement. *Addit. Manuf.*, 2018, vol. 21, pp. 340-349. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.03.006>
6. Karunakaran K.P., Kapil S., Negi S. Multi-station multi-axis hybrid layered manufacturing system. Indian Patent. 2018. Application Number 201821038516.
7. Karunakaran K.P., Kapil S., Kulkarni P. In-situ stress relieving process for additive manufacturing. Indian Patent. 2016. Application Number 201621028306.
8. Shchitsyn Yu.D., Krivosova E.A., Trushnikov D.N., Ol'shanskaya T.V., Kartashov M.F., Neulybin S.D. Use of CMT-surfacing for additive formation of titanium alloy workpieces. *Metallurgist*, 2020, vol. 64, pp. 67-74. <https://doi.org/10.1007/s11015-020-00967-0>
9. Shchitsyn Yu.D., Krivosova E.A., Olshanskaya T.V., Neulybin S.D. Vliyaniye additivnoy plazmennoy naplavki na strukturu i svoystva splava sistemy alyuminiy – magniy – skandiy [Structure and properties of aluminium magnesium scandium alloy resultant from the application of plasma welding with by-layer deformation hardening]. *Tsvetnye metally – Non-ferrous Metals Journal*, 2020, no. 2, pp. 89-94. <https://doi.org/10.17580/tsm.2020.02.12>
10. Shchitsyn Y., Kartashev M., Krivosova E., Olshanskaya T., Trushnikov D. Formation of structure and properties of two-phase Ti-6Al-4V alloy during cold metal transfer additive deposition with interpass forging. *Materials*, 2021, vol. 14, 4415. <https://doi.org/10.3390/ma14164415>
11. Trushnikov D.N., Kartashev M.F., Olshanskaya T.V., Mindibaev M.R., Shchitsyn Y.D., Saucedo-Zendejo F.R. Improving VT6 titanium-alloy components produced by multilayer surfacing. *Russ. Engin. Res.*, 2021, vol. 41, pp. 848-850. <https://doi.org/10.3103/S1068798X21090264>
12. Kirichek A.V., Solovyov D.L., Zhirkov A.A., Fedonin O.N., Fedonina S.O., Khandozhko A.V. Vozmozhnosti additivno-subtraktivno-uprochnyayushchey tekhnologii [Potentialities in additive-subtractive-strengthening techniques]. *Vestnik BGTU – Bulletin of Bryansk State Technical University*, 2016, no. 4(52), pp. 151-160. <https://doi.org/10.12737/23204>
13. Fedonina S.O. *Povysheniye kachestva sintezirovannykh iz provoloki detaley volnovym termodeformatsionnym uprochneniyem* [Improving the quality of parts synthesized from wire by wave thermal deformation hardening]. PhD Dissertation, Bryansk State Technical University, Bryansk, 2021. 186 p.
14. Keller I.E., Kazantsev A.V., Dudin D.S., Permyakov G.L., Kartashev M.F. Shape distortions, plastic strains and residual stresses after one-sided forging/rolling of the beam: Application to additive manufacturing of the linear metal segment with layer-by-layer pressure treatment. *Vychisl. mekh. splosh. sred – Computational continuum mechanics*, 2021, vol. 14, no. 4, pp. 434-443. <https://doi.org/10.7242/1999-6691/2021.14.4.36>
15. Khan A.S., Huang S. *Continuum theory of plasticity*. John Wiley & Sons, 1995. 421 p.
16. LS-DYNA® Keyword user's manual. Volume II. Material models. Ver. R13. LSTC, 2021. 1993 p. http://ftp.lstc.com/anonymous/outgoing/jday/manuals/LS-DYNA_Manual_Volume_II_R13.pdf (accessed 3 February 2022)
17. Nicholas T. Tensile testing of materials at high rates of strain. *Experimental Mechanics*, 1981, vol. 21, pp. 177-185. <https://doi.org/10.1007/BF02326644>
18. Bragov A.M., Lomunov A.K. Methodological aspects of studying dynamic material properties using the Kolsky method. *Int. J. Impact Eng.*, 1995, vol. 16, pp. 321-330. [https://doi.org/10.1016/0734-743X\(95\)2993939-G](https://doi.org/10.1016/0734-743X(95)2993939-G)
19. Maker B.N., Zhu X. Input parameters for metal forming simulation using LS-DYNA. 3rd European LS-DYNA Conf. Paris, France, June, 2001. <https://www.dynalook.com/conferences/european-conf-2001/58.pdf> (accessed 3 February 2022)
20. Trushnikov D.N., Kartashev M.F., Bezukladnikov I.I. Method for controlling surfacing process. RF Patent No. 2750994. Bull. Izobret. 19, 07 July 2021.
21. Rohde J., Jeppsson A. Literature review of heat treatment simulations with respect to phase transformation, residual stresses and distortions. *Scand. J. Metall.*, 2000, vol. 29, pp. 47-62. <https://doi.org/10.1034/j.1600-0692.2000.d01-6.x>
22. Avrami M. Kinetics of phase change. I. General theory. *J. Chem. Phys.*, 1939, vol. 7, pp. 1103-1112. <https://doi.org/10.1063/1.1750380>
23. Avrami M. Kinetics of phase change. II. Transformation-time relations for random distribution of nuclei. *J. Chem. Phys.*, 1940, vol. 8, pp. 212-224. <https://doi.org/10.1063/1.1750631>
24. Avrami M. Kinetics of phase change. III. Granulation, phase change, and microstructure. *J. Chem. Phys.*, 1941, vol. 9, pp. 177-184. <https://doi.org/10.1063/1.1750872>
25. Johnson W.A., Mehl R.F. Reaction kinetics in process of nucleation and growth. *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, 1939, vol. 135, pp. 416-442.
26. Sellars C.M. Modelling microstructural development during hot rolling. *Mater. Sci. Technol.*, 1980, vol. 6, pp. 1072-1081. <https://doi.org/10.1179/MST.1990.6.11.1072>

27. Weinberg M., Birnie D.P., Shneidman V.A. Crystallization kinetics and the JMAK equation. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 1997, vol. 219, pp. 89-99. [https://doi.org/10.1016/S0022-3093\(97\)00261-5](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(97)00261-5)
28. Fernández A.I., Uranga P., López B., Rodríguez-Ibabe J.M. Static recrystallization behaviour of a wide range of austenite grain sizes in microalloyed steels. *ISIJ International*, 2000, vol. 40, pp. 893-901. <https://doi.org/10.2355/ISIJINTERNATIONAL.40.893>
29. Leblond B., Devaux J. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metall.*, 1984, vol. 32, pp. 137-146. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90211-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90211-6)
30. Raghunathan N., Zaidi M.A., Sheppard T. Recrystallization kinetics of Al–Mg alloys AA 5056 and AA 5083 after hot deformation. *Mater. Sci. Tech.*, 1986, vol. 2, pp. 938-945. <https://doi.org/10.1179/mst.1986.2.9.938>
31. GOST 1497-84. Metals. Methods of tension test. Moscow, Standartinform, 2008. 24 p.

Поступила в редакцию 25.05.2022; после доработки 19.06.2022; принята к опубликованию 19.06.2022

Сведения об авторах

Салихова Нелли Камилевна, кфмн, нс, Институт механики сплошных сред УрО РАН (ИМСС УрО РАН), 614018, г. Пермь, ул. Академика Королёва, д. 1; e-mail: snk021@mail.ru

Дудин Дмитрий Сергеевич, б/с, асп., Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ), 614990, г. Пермь, Комсомольский пр., д. 29; e-mail: dmitryovj@yandex.ru

Келлер Илья Эрнстович, дфмн, проф., доц., ПНИПУ; зав. лаб., ИМСС УрО РАН; e-mail: kie@icmm.ru

Осколков Александр Андреевич, ктн, инж., ПНИПУ; e-mail: oskolkov.w@yandex.ru

Казанцев Александр Владимирович, б/с, ст. преп., ПНИПУ; e-mail: alexkazancev@bk.ru

Трушников Дмитрий Николаевич, дтн, проф., ПНИПУ; e-mail: trdimitr@yandex.ru