

Компьютерное моделирование процесса предварительной термической обработки медных и латунных сплавов*

Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е.

Рудненский индустриальный институт
г. Рудный, Казахстан
naizabekov57@mail.ru

Панин Е.А., Волокитин А.В.

Карагандинский индустриальный университет
г. Темиртау, Казахстан

Аннотация. Данная работа посвящена применению метода конечных элементов при исследовании влияния различных режимов предварительной термической обработки заготовок из медного сплава М1 и латуни Л63 на возможность формирования благоприятной мелкозернистой структуры для дальнейшей обработки данных заготовок с помощью интенсивной пластической обработки, реализуемой в ходе радиально-сдвиговой прокатки. Полученные в ходе моделирования данные показали, что для меди наиболее рациональной предварительной термической обработкой является закалка при температуре 500°C, так как она позволила измельчить исходную структуру с 80 мкм до 50 мкм, при этом структура меди после закалки состоит из полиэдрических зерен, вытянутых в направлении градиента охлаждения. Для латуни Л63 наиболее подходящей предварительной термической обработкой является отжиг, так как при медленном охлаждении в данном сплаве обеспечивается максимально полный переход β -фазы в α -фазу, что благоприятно сказывается на дальнейшую обработку данного сплава с помощью радиально-сдвиговой прокатки.

Ключевые слова: предварительная термическая обработка, закалка, отжиг, микроструктура, моделирование, метод конечных элементов.

ВВЕДЕНИЕ

В целях снижения металлоемкости машин и конструкций, увеличения ресурса их работы и надежности необходимо повысить качество металлопродукции. Для формирования механических свойств металла на практике используются термическую обработку и пластическую деформацию, порождающие в системе структурные и фазовые превращения [1-2].

Одной из основных задач термической обработки является получение оптимальной зеренной структуры сплавов, обеспечивающей их высокую конструктивную прочность. Получение такой структуры и ультрамелкого зерна позволяет избежать многих пороков сплавов, обусловленных ее зернограничным строением. В связи с этим разработаны режимы термической обработки сплавов, обеспечивающих значительное измельчение зерна и связанное с этим существенное повышение пластичности и вязкости, а также снижение чувствительности к обратимой хрупкости, весьма актуальна и имеет большое практическое значение. Но на сегодняшний день повышение механических характеристик металлических сплавов путем применения традиционных видов термической обработки подробно изучены и практически исчерпаны. Дальнейший прогресс в решении

этой задачи, может быть, достигнут путем применения перспективных деформационных методов. Поэтому в последнее время все больше внимания исследователей направлено на развитие и исследование ультрамелкозернистых и наноструктурных состояний, полученных методами интенсивной пластической деформацией (ИПД) в недорогих сплавах [3-5].

Методы ИПД в последние годы широко используются и исследуются. Такие методы могут использоваться практически для любых металлов или сплавов, в том числе труднодеформируемых. Наиболее исследованными методами ИПД являются кручение под высоким давлением (КВД), равноканальное угловое прессование (РКУП) и всесторонняя изотермическая ковка [6-8]. Одним из до конца неизученным методом ИПД, позволяющим эффективно формировать градиентную микроструктуру, является радиально-сдвиговая прокатка (РСП) [9]. Особенностью этого процесса является схема напряженно-деформированного состояния, которая позволяет сформировать градиентную микроструктуру, мелкозернистую в поверхностном слое и более крупную в центре деформируемой заготовки. Также в отличие от известных процессов, таких как РКУП, КВД, РСП имеет ряд преимуществ, в частности, меньшие значения силы деформирования, отсутствие ограничений по длине конечной заготовки, а также возможность проведения прокатки со значительными коэффициентами вытяжки без разрушения.

Известны результаты исследований, показывающие, что как технологические, так и эксплуатационные свойства медных сплавов можно значительно улучшить применением процессов термической обработки, приводящей к измельчению и трансформации структуры [10-11]. Одним из перспективных процессов, позволяющим получить регламентированную микрокристаллическую структуру является предварительная термическая обработка. При разработке технологии предварительной термической обработки меди и ее сплавов приходится учитывать две их особенности: высокую теплопроводность и активное взаимодействие с газами при нагреве. В связи с высокой теплопроводностью при упрочняющей термической обработке медных сплавов не возникает проблемы прокаливаемости. В меди нет полиморфного и мартенситного превращений, поэтому термические обработки, связанные с этими превращениями, можно исключить. Но в работе [12] показано, что с помощью термической обработки медные сплавы можно сделать либо более мягкими, либо более твердыми.

* Исследование финансировалось Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан (Грант № AP14869128).

Статья публикуется по рекомендации программного комитета Всероссийской научно-технической конференции "Пром-Инжиниринг", <https://icie-rus.org>

А также в отличие от латуни наиболее высокую твердость медь приобретает при медленном остывании на воздухе, а мягкость приобретает при быстром охлаждении в воде.

Целью данной работы является исследование эволюции микроструктуры медного сплава М1 и латуни Л63 при различных режимах предварительной термической обработки при помощи компьютерного моделирования.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Для проведения компьютерного моделирования процессов предварительной термической обработки (ПТО) и последующей радиально-сдвиговой прокатки (РСП) образцов из медного сплава М1 и латуни Л63 было решено использовать механизм клеточных автоматов [13] версии 2.0, реализованный в системе Deform v.13. Данный механизм позволяет не только моделировать изменение размера зерен, но и прогнозировать их форму в ходе деформации или термической обработки. При этом, согласно справочному руководству к 13-ой версии Deform [14], в механизме клеточных автоматов версии 2.0 были существенно улучшены алгоритмы прогнозирования формы зерен при различных видах обработки.

С учетом того, что после ПТО данные сплавы планируется подвергать нескольким циклам РСП на стане СВП-08 Рудненского индустриального института, то в качестве исходной заготовки был задан пруток круглого поперечного сечения диаметром 30 мм и длиной 150 мм.

Для медного сплава М1 были выбраны следующие режимы ПТО:

- нагрев до 700°C, охлаждение в воде (закалка);
- нагрев до 700°C, охлаждение с печью (отжиг).

Для латуни Л63 были выбраны следующие режимы ПТО:

- нагрев до 500°C, охлаждение в воде (закалка);
- нагрев до 500°C, охлаждение с печью (отжиг);
- нагрев до 800°C, охлаждение с печью (отжиг).

В качестве стадии нагрева при моделировании был принят временной интервал, за который образец прогревается с комнатной температуры (20°C) до заданной с однородным распределением по сечению. Соответственно, в качестве стадии охлаждения при моделировании был принят временной интервал, за который образец охлаждается с заданной температуры до комнатной с однородным распределением по сечению. Данные интервалы нагрева-охлаждения определялись аналитическим путем, с использованием классического алгоритма расчета, который базируется на законе Ньютона-Рихмана и на теоретических и практических исследованиях регулярного теплового режима [15-16]. Для удобства данный алгоритм был представлен в среде Microsoft Excel, для его работы требуется ввод как геометрических параметров тела, так и теплофизических констант, определяемых с помощью справочной литературы.

В соответствии с расчетами в данной программе были получены следующие значения временных интервалов:

Для медного сплава М1:

- нагрев до 700°C за 6782 сек (113 минут), охлаждение в воде за 17 сек;
- нагрев до 700°C за 6782 сек (113 минут), охлаждение с печью за 6782 сек (113 минут).

Для латуни Л63:

- нагрев до 500°C за 6418 сек (106 минут), охлаждение в воде за 16 сек;
- нагрев до 500°C за 6418 сек (106 минут), охлаждение с печью за 73817 сек (≈20,5 часов);
- нагрев до 800°C за 6923 сек (116 минут), охлаждение с печью за 79622 сек (≈22,1 часа).

Во всех случаях время выдержки при заданных температурах составляло 30 мин.

Для создания модели эволюции микроструктуры при предварительной термической обработке необходимо использовать лишь статическую рекристаллизацию. Динамическую рекристаллизацию использовать нельзя, поскольку на данном этапе отсутствует какая-либо деформация и, соответственно, направления течения материала.

Ключевыми параметрами алгоритма клеточных автоматов является ввод констант модели, значения которых зависят от природы материала. Для медного сплава М1 константы модели рассматриваются в работе [17]. Для латуни Л63 и ее аналогов данные константы рассматриваются в работах [18-19]. В табл. 1 приведены значения этих констант.

Таблица 1

Константы модели Cellular Automata 2.0

	Медь	Латунь
G, Н/м ²	4,21×10 ¹⁰	10,5×10 ¹⁰
b, м	2,56×10 ⁻¹⁰	3,12×10 ⁻¹⁰
γ, Дж/м ²	0,625	0,346
δD _{об} , м ³ /с	1,09×10 ⁻¹¹	1,14×10 ⁻¹¹
Q _b , кДж/моль	162	138
A ₁	3,51×10 ⁴³	3,29×10 ⁴³
n ₁	0,131	0,146
Q _{def} , кДж/моль	294	259

Суть расчета эволюции микроструктуры данным методом сводится к использованию уже готовой, рассчитанной модели. В выбранных точках устанавливаются окна расчета с определенным разрешением, в которых наблюдается изменение как размера зерен, так и их формы. С учетом того, что начальный размер зерна был задан равным 80 мкм для медного сплава М1 и 45 мкм для латуни Л63, было решено выбрать квадратное окно с размером грани 200 мкм, чтобы в нем можно было отследить полные размеры нескольких зерен до и после ПТО.

С учетом того, что на данном этапе проводится моделирование ПТО без деформирования, структура в продольном и поперечном направлении будет одинаковой. Поэтому изучение эволюции микроструктуры будет проводиться лишь в одном направлении. В дальнейшем, при наличии стадии деформирования, рассмотрение микроструктуры будет осуществляться как в продольном, так и в поперечном направлениях.

Также необходимо иметь в виду, что при моделировании эволюции микроструктуры меди и ее сплавов приходится вводить одно серьезное допущение. На данном этапе развития алгоритма клеточных автоматов невозможно моделировать изменение структуры двойникованием, поэтому принимается допущение, что во всех материалах при изменении микроструктуры работает дислокационный механизм.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исходная структура медного сплава М1 со средним размером зерна 80 мкм, а также после двух различных ПТО представлена на рис. 1.

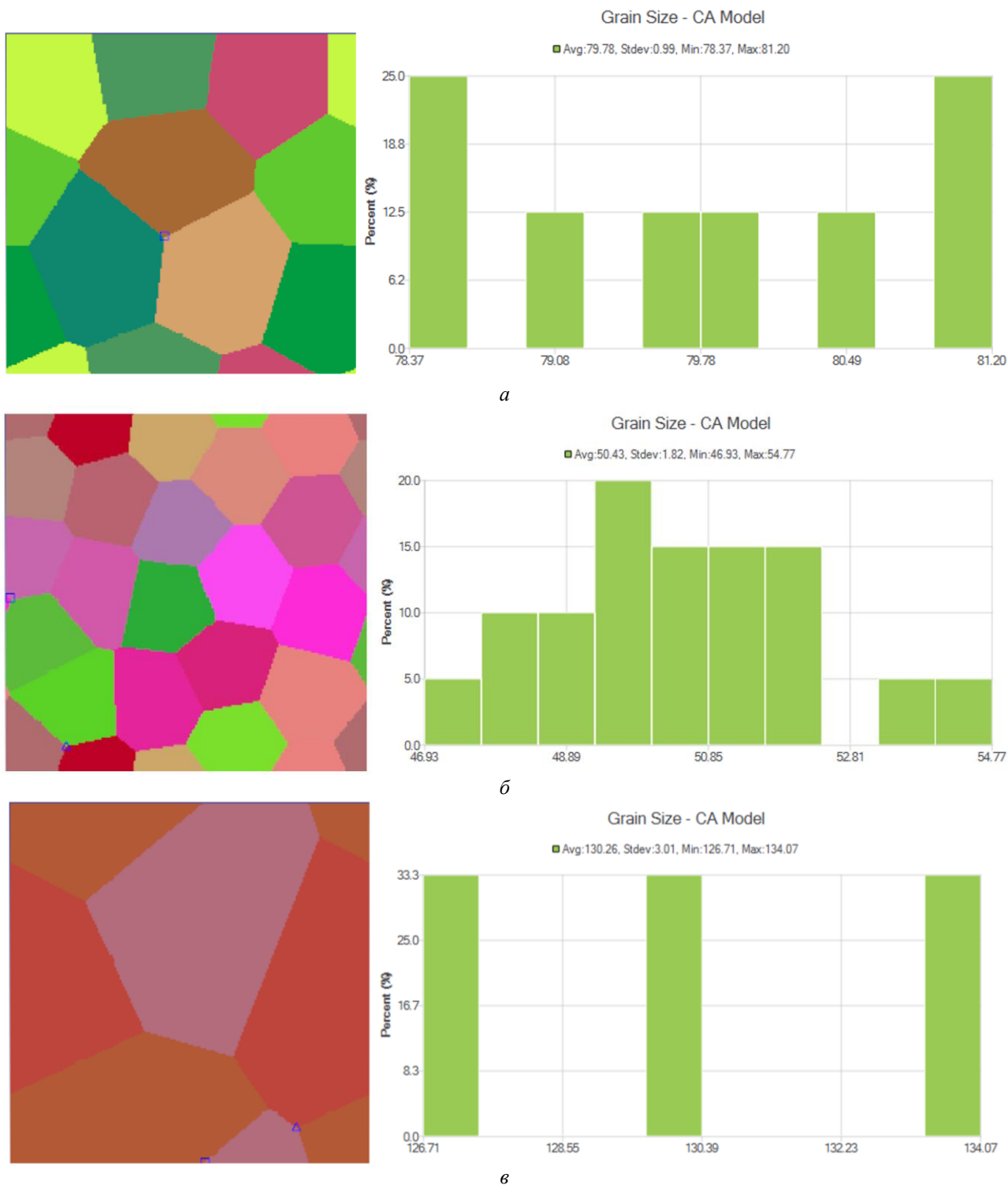


Рис. 1. Моделирование эволюции структуры медного сплава М1:
a – начальное состояние, *б* – после закалки при 700°C; *в* – после отжига при 700°C

После закалки медного сплава М1 при 700°C исходный размер зерна 80 мкм уменьшился примерно до 50 мкм, в то время как после отжига при 700°C исходный размер зерна увеличился примерно до 130 мкм. Исходя из полученных результатов, можно сделать вывод, что наиболее эффективным режимом ПТО из двух выбранных с целью измельчения исходного размера зерна для медного сплава М1 является закалка при 700°C. Исходная структура латуни Л63 со

средним размером зерна 45 мкм, а также после трех различных ПТО представлена на рис. 2. После закалки латуни Л63 при 500°C исходный размер зерна 45 мкм уменьшился примерно до 32 мкм, в то время как после отжига при 500°C исходный размер зерна увеличился примерно до 53 мкм, а после отжига при 800°C исходный размер зерна увеличился примерно до 68 мкм. Исходя из полученных результатов, можно сделать вывод, что наиболее эффективным режимом ПТО с целью измельчения исходного размера

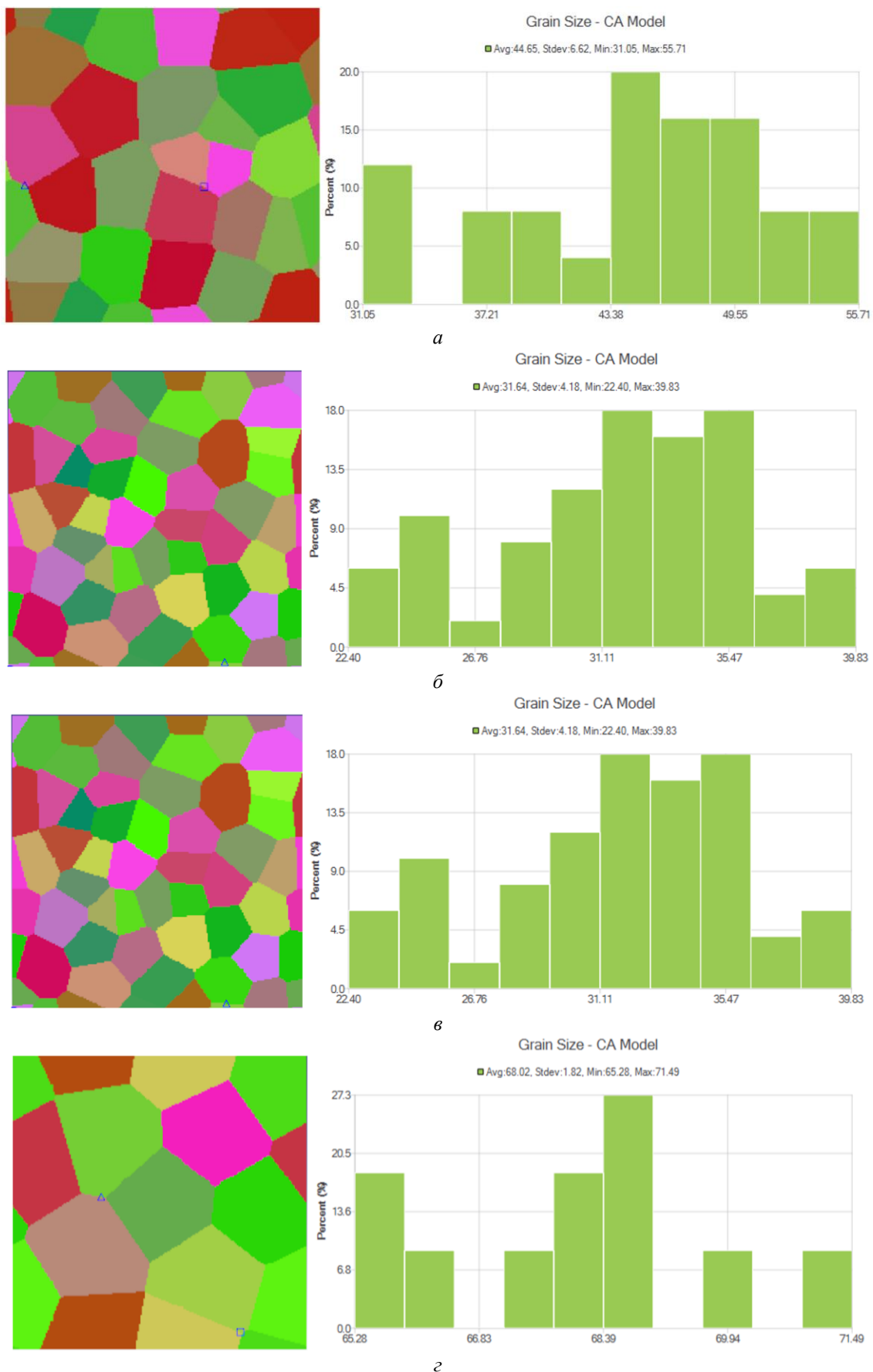


Рис. 2. Моделирование эволюции структуры латуни Л63:

a – начальное состояние, *б* – после закалки при 500°C; *в* – после отжига при 500°C; *г* – после отжига при 800°C

зерна для латуни Л63 является закалка. Однако, как известно из диаграммы состояния Cu-Zn структура латуни состоит из α или $\alpha + \beta'$ фаз, где α -фаза – твёрдый раствор замещения цинка в меди, имеющий решетку ГЦК, высокую пластичность, низкие значения прочности и твёрдости; β' -фаза – упорядоченный твёрдый раствор на базе интерметаллида CuZn с кристаллической решеткой ОЦК. Эта фаза характеризуется более высокой твёрдостью, чем α -фаза, и хрупкостью и образуется преимущественно после быстрого охлаждения, т.е. закалки. Так как β -фаза охрупчивает латунный сплав, то она является нежелательной для дальнейшего деформирования образцов. Поэтому наиболее подходящей ПТО для латуни марки Л63 в реальных производственных условиях является отжиг. С целью энергосбережения и получения более мелкозернистой структуры после деформирования методом радиально-сдвиговой прокатки в качестве ПТО для латуни выбран отжиг при температуре 500°C.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ (ВЫВОДЫ)

В работе приводятся сведения о моделировании методом конечных элементов предварительной термической обработки медного сплава М1 и латунного сплава Л63. Исходя из полученных результатов, можно сделать вывод о том, что если латунь предназначена для дальнейшей обработки давлением методом радиально-сдвиговой прокатки, то наиболее подходящей ПТО является отжиг, так как при медленном охлаждении обеспечивается максимально полный переход β -фазы в α -фазу. Результаты компьютерного моделирования эволюции микроструктуры меди марки М1, подвергнутой предварительной термической обработке, показали, что закалка меди при температуре 500°C позволяет добиться благоприятной мелкозернистой структуры для дальнейшей ее эволюции в процессе радиально-сдвиговой прокатки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Raab G. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform / G. Raab, R. Valiev, T. Lowe, Y. Zhu // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 382. – P. 30-34.
2. Orlova E.P. Plasticity as a physical-chemical process of deformation of crystalline solids / E.P. Orlova, G.G. Kurapov, I. Volokitina, A. Turdaliev // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. – 2016. – Vol. 51. – P. 451-457.
3. Valiev R.Z. Superior strength in ultrafine-grained materials produced by SPD processing / R.Z. Valiev // *Materials Transactions*. – 2014. – Vol. 55. – P. 13-18.
4. Langdon T.G. Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61, Iss. 19. – P. 7035-7059.
5. Wei W. Microstructure and tensile properties of Cu-Al alloys processed by ECAP and rolling at cryogenic temperature / W. Wei, S.L. Wang, K.X. Wei, I.V. Alexandrov, Q.B. Du, J. Hu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2016. – Vol. 678. – P. 506-510.
6. Valiev R.Z. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement / R.Z. Valiev, T.G. Langdon // *Progress in Materials Science*. – 2006. – Vol. 51. – P. 881-981.
7. Estrin Y. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science / Y. Estrin, A. Vinogradov // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61, Iss. 3. – P. 782-817.
8. Volokitina I. Change in the microstructure and properties of steel-aluminum wire during “ECA-pressing-drawing” process // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. – 2022. – Vol. 57. – P. 631-636.
9. Skripalenko M.M. Forming features at screw rolling of austenitic stainless-steel billets / M.M. Skripalenko, B.A. Romantsev, S.P. Galkin, L.M. Kaputkina, M.N. Skripalenko, A.V. Danilin, S.O. Rogachev // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2020. – Vol. 29. – P. 3889-3894.
10. Su J. Hierarchical microstructure design to tune the mechanical behavior of an interstitial TRIP-TWIP high-entropy alloy / J. Su, D. Raabe, Z. Li // *Acta Materialia*. – 2019. – Vol. 163. – P. 40-54.
11. Polyakova M. Investigation of microstructure and mechanical properties of carbon steel wire after continuous method of deformational nanostructuring / M. Polyakova, A. Gulin, D. Constantinov // *Appl. Mech. Mater.* – 2013. – Vol. 436. – P. 114-120.
12. Naizabekov A.B. Change in Copper Microstructure and Mechanical Properties with Deformation in an Equal Channel Stepped Die / A.B. Naizabekov, S.N. Lezhnev, I.E. Volokitina // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2015. – Vol. 57. – P. 254-260.
13. Azarbarmas M. Modeling the Dynamic Recrystallization by Using Cellular Automaton: The Current Status, Challenges and Future Prospects // *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*. – 2020. – Vol. 17. – №103.
14. DEFORM v.13 System Documentation. – Ohio: SFTC, 2022. – 2576 p.
15. Кондратьев Г.М. Регулярный тепловой режим. – М.: Гостехиздат, 1954. – 408 с.
16. Михеев М.А. Основы теплопередачи / М.А. Михеев, И.М. Михеева. – М.: Энергия, 1977. – 344 с.
17. Lee H.W. Cellular Automata Modeling of Grain Coarsening and Refinement during the Dynamic Recrystallization of Pure Copper / H.W. Lee, Y.T. Im // *Materials Transactions*. – 2010. – Vol. 51. – P. 1614-1620.
18. Tsai D.-C. A Three Dimensional Cellular Automaton Model for the Prediction of Solidification Morphologies of Brass Alloy by Horizontal Continuous Casting and Its Experimental Verification / D.-C. Tsai, W.-S. Hwang // *Materials Transactions*. – 2011. – Vol. 52. – P. 787-794.
19. Xiao Y.H. Multi-Scale Numerical Simulation of H62 Brass for Hot-Extrusion Process / Y.H. Xiao, C. Guo, X.K. Tian // *Advanced Materials Research*. – 2010. – Vol. 97-101. – P. 2880-2885.

Computer Simulation of the Preliminary Heat Treatment Process of Copper and Brass Alloys

Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Volokitina I.E.

Rudny Industrial Institute
Rudny, Kazakhstan
naizabekov57@mail.ru

Panin E.A., Volokitin A.V.

Karaganda Industrial University
Temirtau, Kazakhstan

Abstract. This work is devoted to the application of the finite element method in the study of the influence of various modes of preliminary heat treatment of workpieces made of M1 copper alloy and L63 brass on the possibility of forming a favorable fine-grained structure for further processing of these workpieces using intensive plastic processing implemented during radial shear rolling. The data obtained during the simulation showed that for copper, the most rational pre-heat treatment is quenching at a temperature of 500 ° C, since it allowed to grind the initial structure from 80 microns to 50 microns, while the structure of copper after

quenching consists of polyhedral grains elongated in the direction of the cooling gradient. For brass L63, annealing is the most suitable pre-heat treatment, since with slow cooling in this alloy, the most complete transition of the β -phase to the α -phase is ensured, which favorably affects the further processing of this alloy using radial shear rolling.

Keywords: pre-heat treatment, quenching, annealing, microstructure, modeling, finite element method.

Библиографическое описание статьи

Найзабеков А.Б. Компьютерное моделирование процесса предварительной термической обработки медных и латунных сплавов / Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е., Панин Е.А., Волокитин А.В. // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. – 2023. – Т.10, №1. – С. 36-41. DOI: 10.24892/RIJIE/20230107

Reference to article

Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Volokitina I.E., Panin E.A., Volokitin A.V. Computer simulation of the preliminary heat treatment process of copper and brass alloys, *Russian Internet Journal of Industrial Engineering*, 2023, vol.10, no.1, pp. 36-41. DOI: 10.24892/RIJIE/20230107