УДК 620.18.186

АНАЛИЗ РАВНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЗЕРЕН α-ФАЗЫ ПО СЕЧЕНИЮ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА 58Cu-34Zn-3Mn-2Al

Н.Б. ПУГАЧЕВА*[1], *доктор техн. наук
***А.В. ЛЕБЕДЬ*[2]**
([1]*Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург,*
[2]*Ревдинский завод по обработке цветных металлов, г. Ревда*)

Поступила 21 мая 2014
Рецензирование 3 июля 2014
Принята к печати 8 июля 2014

Пугачева Н.Б. – 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34, ИМАШ УрО РАН, e-mail: annalebed5@rambler.ru

Исследовано влияние температуры нагрева при термической обработке трубных заготовок из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al после горячего прессования на содержание в нем α-фазы, а также проведен анализ распределения α-зерен по сечению заготовок. Установлено, что максимально равномерное распределение α-зерен достигается после нагрева трубных заготовок до 450 °С, выдержке в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе. В процессе работы выявлены причины неравномерности распределения α-фазы, а также дана рекомендация по ее снижению по длине труб. Отмечена определенная корреляция между количеством α-фазы после прессования и после старения. Рассмотрена возможность использования программных комплексов типа SIAMS 700 при подсчете количества α-фазы.

Ключевые слова: латунь, микроструктура, альфа-фаза, старение, распределение, программный комплекс.

Введение

В настоящее время все большее применение находят сложнолегированные латуни, имеющие в своем составе марганец, алюминий и другие элементы. Двойные [1, 2] и многокомпонентные латуни с содержанием цинка до 45 % наиболее распространены в современной промышленности. Эти сплавы обладают достаточно хорошими механическими и технологическими свойствами, высокой стойкостью в отношении к общей коррозии [3].

Сложный характер легирования при правильно выбранном режиме термической обработки придает этим материалам высокую твердость и стойкость к истиранию в процессе эксплуатации готовых изделий [4, 5]. Отжиг деформированных латуней необходимо производить не позднее одних суток после последней (прессование, штамповка, правка) операции [6].

Типичным представителем сложнолегированных марганцевых латуней является сплав 58Cu-34Zn-3Mn-2Al (латунь марки ЛМцАЖН). Из этого сплава на Ревдинском заводе по обработке цветных металлов изготавливают прессованные трубы размером 74×5,25 мм, которые являются заготовкой для последующего производства блокирующих колец синхронизатора коробки передач легковых автомобилей.

Существенным недостатком сплава является склонность к растрескиванию под действием остаточных напряжений на всех стадиях обработки. Растрескивание медных сплавов, как было ранее отмечено, возможно при горячей и холодной деформации, отжиге, в процессе эксплуатации [6–9]. Структурное состояние сплава может оказать существенное влияние на распределение остаточных напряжений. Проведенными ранее исследованиями [10] выявлено, что растрескивание прессованных труб из легированной латуни ЛМцАЖН связано с действием остаточных напряжений, величина которых определяется структурой, формирующейся в процессе термической обработки.

Для снижения уровня остаточных напряжений после горячего прессования необходимо получать в структуре сплава не менее 5 объемных % α-фазы [4]. Получение свыше 10–15 % α-фазы в состоянии поставки нецелесообразно, так как α-фаза полностью растворяется при последующем нагреве заготовок колец под штамповку. Кроме того, большое количество α-фазы может способствовать образованию длинных заусенцев при порезке на пилах.

Определение количества α-фазы в трубе на Ревдинском заводе по обработке цветных металлов проводят путем сравнения с эталонами фотографий микроструктур, разработанных в 1996 году. При этом не учитываются индивидуальные особенности исследователя, что нередко вносит существенную ошибку. В связи с этим существует потребность автоматизировать подсчет количества α-фазы, исключив при этом влияние человеческого фактора.

Цель данной работы состоит в том, чтобы проанализировать равномерность распределения α-зерен по сечению трубных заготовок из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al, а также рассмотреть возможность применения программного комплекса SIAMS для расчета доли α-фазы.

Материалы и методы исследования

В качестве материала для исследования выбран промышленный сплав 58Cu-34Zn-3Mn-2Al (латунь марки ЛМцАЖН) двух партий, химический состав которых приведен в табл. 1.

В качестве образцов для исследования использовались кольца, отрезанные от труб размерами Ø74×63,5 мм. Для проверки равномерности нагрева были установлены контрольные термопары (схема их расположения приведена на рис. 1). По показаниям приборов были составлены соответствующие графики.

Таблица 1

Химический состав материала исследуемых труб (масс. %)

Номер партии	Cu	Al	Ni	Sn	Fe	Mn	Si	Pb	Другие элементы
1	59,75	2,25	0,47	0,03	0,46	3,18	0,056	0,063	Остальное Zn
2	59,74	2,31	0,43	0,03	0,47	3,24	0,056	0,063	

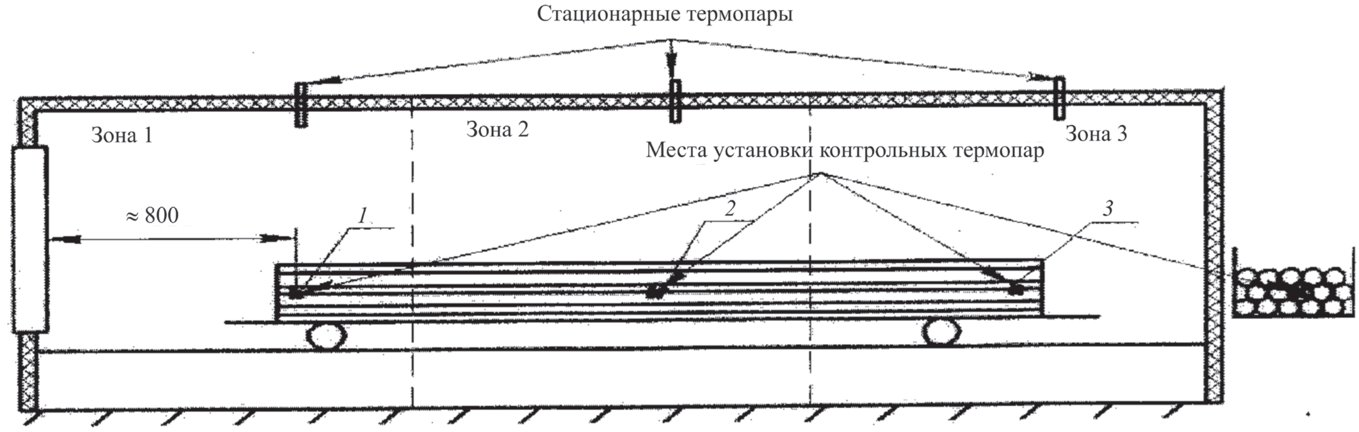


Рис. 1. Схема расположения контрольных термопар

Для изучения влияния температуры старения на распределение и количество α-фазы было проведено старение при следующих температурах нагрева: 390, 420, 450, 520 °С, время выдержки – 3 ч.

Идентификация микроструктуры выполнялась с помощью оптического микроскопа Olympus GX51 при увеличении ×500, для чего образцы кольцевых заготовок подвергались шлифовке и полировке на станке, отполированная поверхность была потравлена реактивом, содержащим в составе: $K_2Cr_2O_7$ – 2 г, H_2SO_4 – 8 мл, NaCl – 4 мл, вода до 100 мл. Количественный анализ фаз в исследованном сплаве определяли на поперечных шлифах.

По окончании съемки всех образцов два кольца после прессования подвергались отжигу в лабораторной печи SNOL 7,2/1300 по заводскому режиму. Перед отжигом проводили проверку равномерности прогрева печи при помощи термопары типа ХА. Два кольца от второй трубы были разрезаны на пять частей для изучения влияния температуры отжига на структуру. Было проведено 5 режимов отжига – при температурах в интервале 390...520 °С с выдержками в течение 3 часов, после отжига образцы охлаждали на воздухе.

Для исключения влияния человеческого фактора на определение количества α-фазы подсчет ее содержания производился при помощи программного комплекса SIAMS 700. Данный программный комплекс предназначен для обработки любых изображений в цифровом формате, в том числе металловедческого характера, таких как расчет доли содержания в сплаве неметаллических включений, расчет среднего радиуса неметаллических частиц, периметра отдельных частиц и т. д. Внешний вид управляющего интерфейса, бинаризация изображения, инверсия и результаты подсчета количества α-фазы показаны на рис. 2.

Для статистической обработки количества α-фазы и других операций изображение должно быть бинарным, т. е. черно-белым. Бинаризация изображения проводилась в программе обработки изображений Photoshop. Для этого необходимо, чтобы на фотографии микроструктуры зерна α-фазы были светлыми, а β-фазы темными. Поэтому для получения более точных результатов было решено провести начальную бинаризацию в PHOTOSHOP CS4 PortableRus. После обработки в PHOTOSHOP изображения подвергались бинаризации в SIAMS (рис. 2). Это преобразование заключается в превращении изображения в двухцветное черно-белое. Для определения доли второй фазы необходимо, чтобы общий фон был черным, тогда α-фаза проявится белыми пятнами, для чего была использована операция

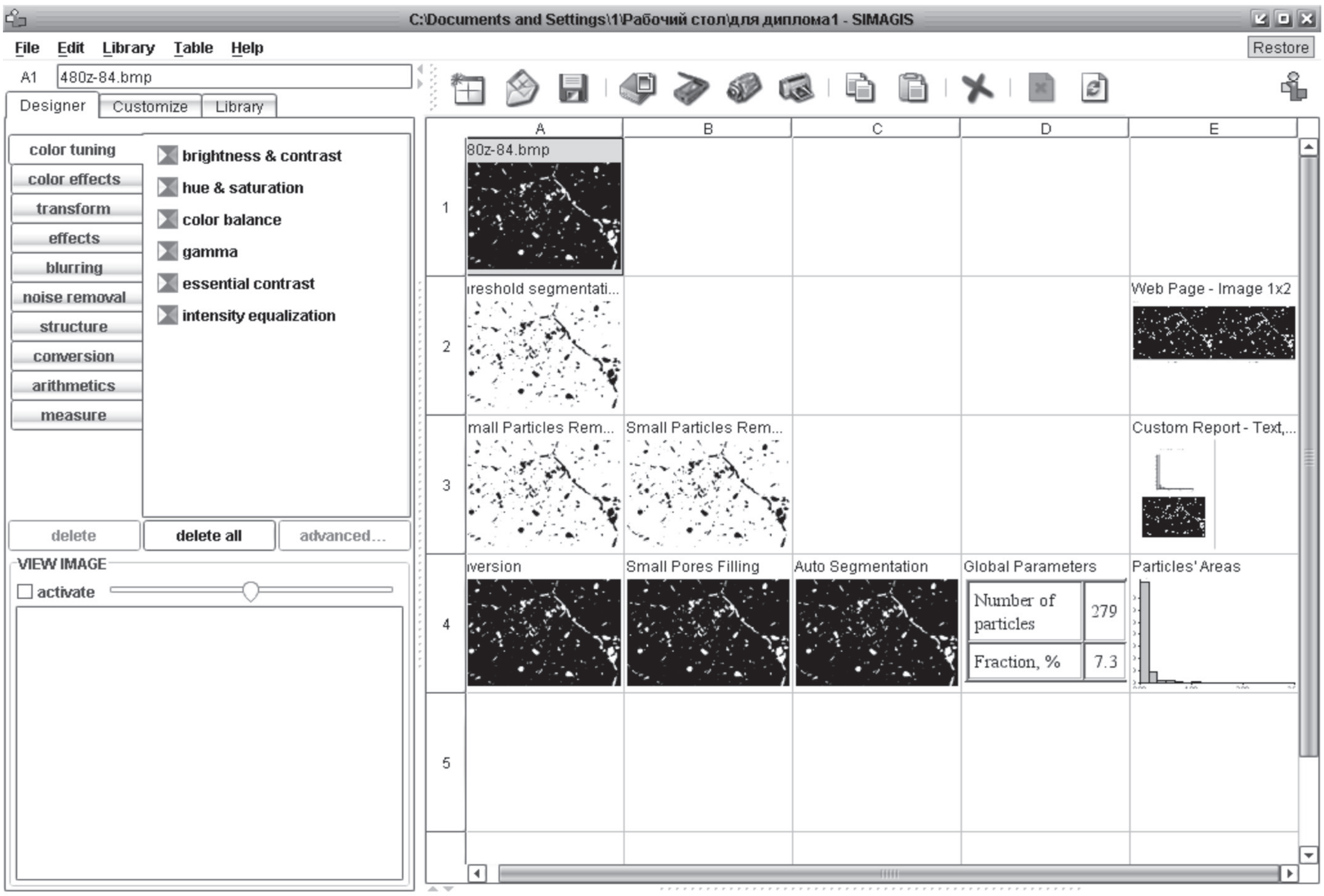


Рис. 2. Интерфейс программного комплекса SIAMS 700

«Инверсия». После подсчета количества α-фазы результаты обрабатывали в программе Exel с построением графических зависимостей.

Результаты исследований и обсуждение

Фазовый состав сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al подробно изучен в работах [4, 11, 12, 13]. Основу сплава составляет β-фаза CuZn, по границам и в теле зерен которой возможно выделение мелких зерен α-твердого раствора легирующих элементов в Cu, кроме того в латуни присутствует некоторое количество силицидов (Fe, Mn)5Si3. Зерна α-фазы по сечению труб распределены крайне неравномерно (рис. 3). Для того чтобы наглядно оценить эту неравномерность, были построены интегральные распределения вероятности появления α-фазы в переднем и заднем концах труб (рис. 4). Передним концом трубы считается конец трубы, находящийся у заслонки печи (1-я зона) при проведении термообработки труб, а соответственно конец, лежащий в третьей зоне печи, называется задним.

По ним видно, что содержание α-фазы в структуре образцов от переднего и заднего концов труб сильно отличается. На заднем конце первой трубы количество α-фазы меньше, чем на переднем, а во второй трубе наоборот, что, вероятно, связано с различными условиями прессования.

Проведенными ранее исследованиями [4, 5, 13, 14] выявлено, что растрескивание прессованных труб из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al связано с действием остаточных напряжений, величина которых определяется структурой, формирующейся в процессе термической обработки. Для устранения причин появления высоких остаточных напряжений необходимо получить в структуре сплава не менее 5 объемных % α-фазы. При проведенном старении в производственных условиях (температура 450 °С, время выдержки 3 ч) по окружности колец существуют области с содержанием α-фазы меньше 5 %. В связи с этим существует достаточно большая вероятность получения брака по трещинам, так как вероятность получения в сечении трубы α-фазы менее 5 % составляет от 0,7 до 1,56 %.

Для выявления причин неравномерности распределения α-фазы была проверена электрическая камерная печь на равномерность нагрева при старении труб из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al [15]. По полученным данным стало очевидно, что показания стационарной и контрольных термопар расходятся. По данным контрольных термопар даже по окончании старения не достигнута требуемая температура 450 °С по длине садки. По данным контрольных термопар в конце нагрева в первой зоне (около заслонки) температура составила 410 °С, во второй – 430 °С, а в третьей – 438 °С. Наблюдался недогрев (до 40 °С), особенно в зоне переднего конца труб (около заслонки печи).

При изучении микроструктуры образцов, отобранных от двух труб после прессования и после старения выяснено, что существует определенная часть кольца, а именно около 1/3 площади поперечного сечения, где количество α-фазы в среднем менее 5 %. Отмеченную неравномерность содержания α-фазы можно связать с неравномерностью прогрева труб в условиях цеха.

При проведении термической обработки в лабораторных условия получено более равномерное распределение α-фазы по окружности образца и уменьшение объема металла с количеством α-фазы менее 5 %. Фотографии микроструктуры после термообработки представлены на рис. 5. Не обнаружено видимой разницы в микроструктуре сплава после старения при

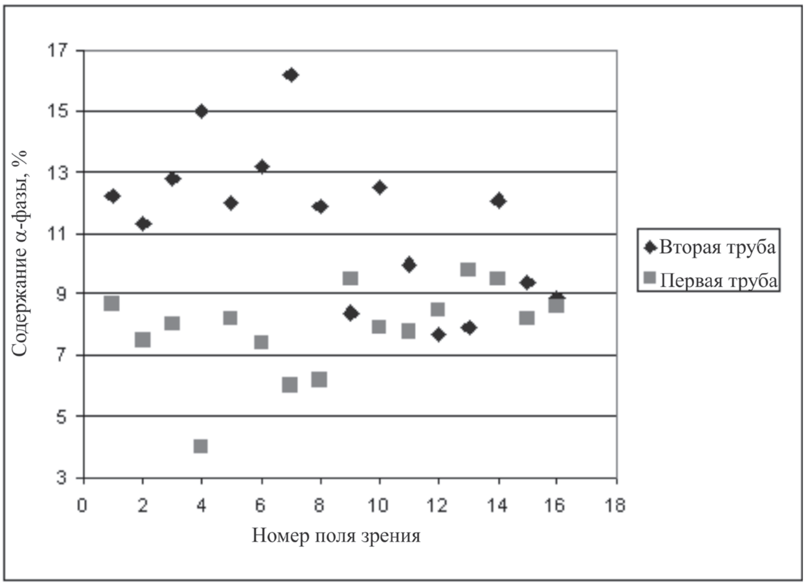


Рис. 3. Распределение α-фазы по сечению труб

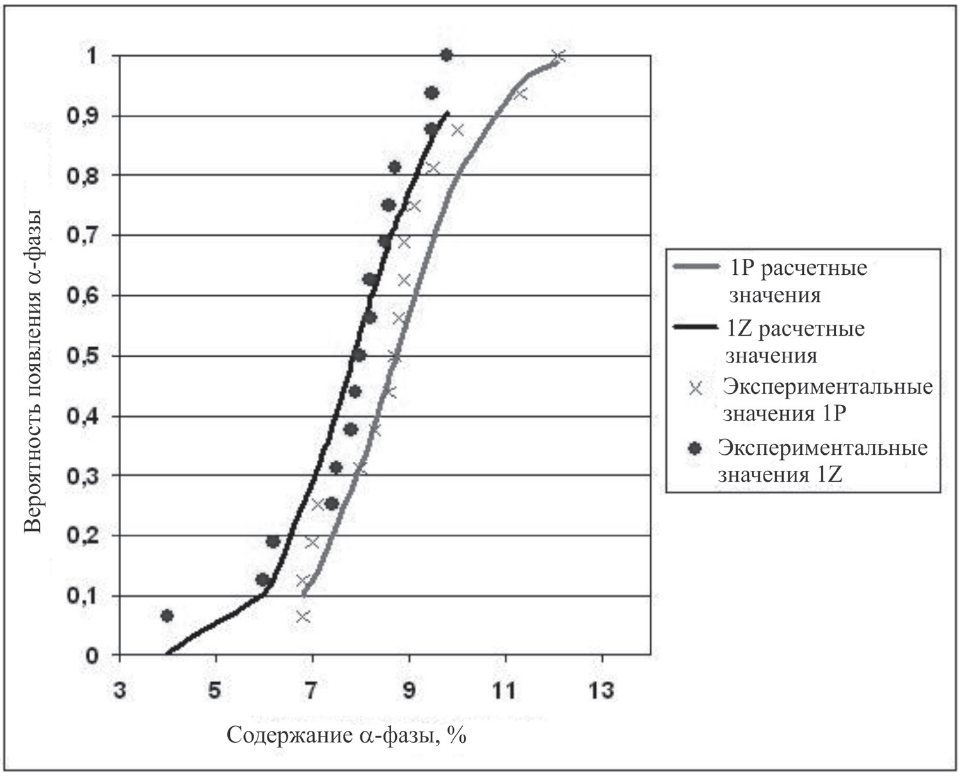
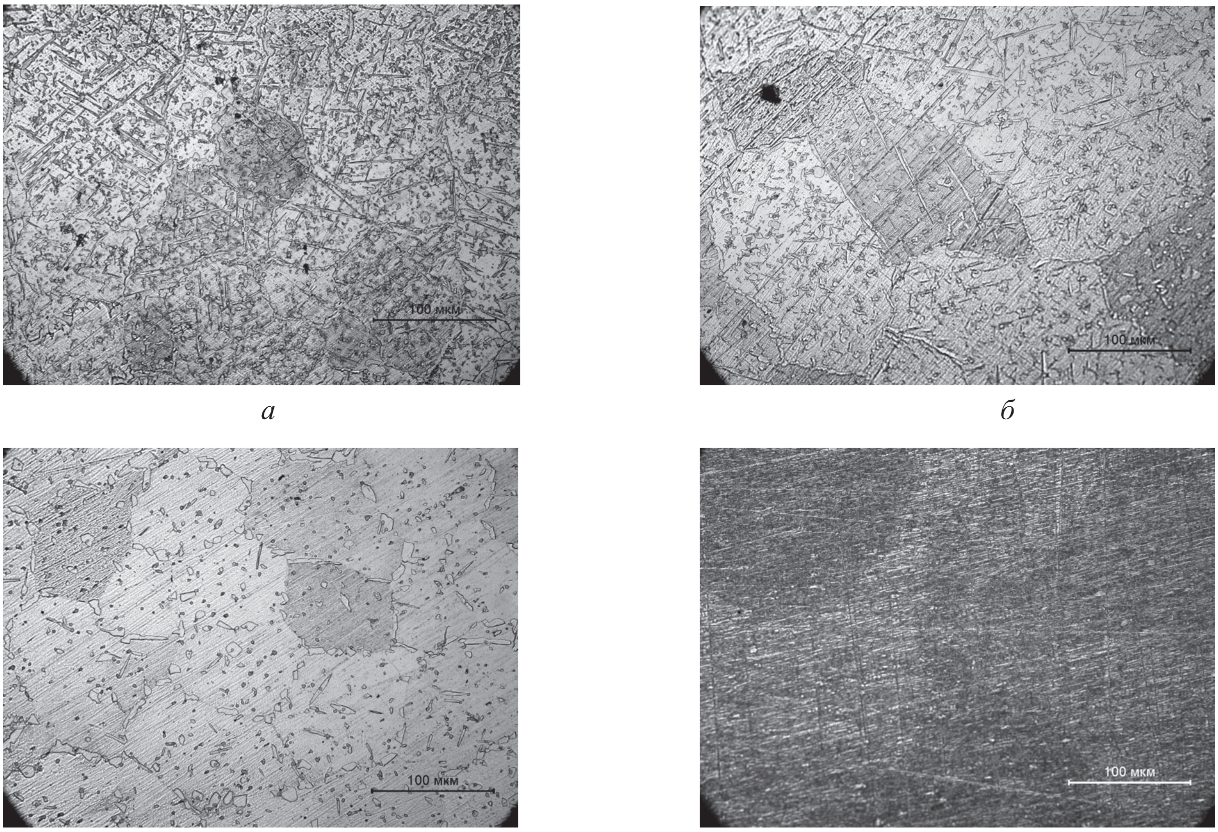


Рис. 4. Интегральное распределение вероятности появления α-фазы в первой трубе; на переднем конце трубы – (8,7±0,8) %, на заднем конце трубы – (7,9±0,8) %



а *б*

в *г*

Рис. 5. Микроструктура сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al при разных температурах нагрева: *а* – 390 °С; *б* – 450 °С; *в* – 480 °С; *г* – 520 °С температурах 390…420 °С, а при температурах 450…480 °С наблюдали некоторое уменьшение количества α-фазы. После старения при температуре 520 °С была получена однофазная структура (β-фаза), следовательно, нагрев до данной температуры недопустим.

Определено, что количество α-фазы практически не зависит от температуры старения, что показывает небольшой коэффициент корреляции 0,07 и 0,03 на передних и задних концах трубы соответственно. Однако резкой разницы в количестве α-фазы в образцах от переднего и заднего концов нет. Выполнен анализа частоты распределения полученных значений α-фазы по сечению труб при разных температурах старения.

При проведении данного анализа получено наиболее равномерное распределение α-фазы после старения при 450 °С. При выборе оптимальной температуры нагрева необходимо руководствоваться не только количеством α-фазы, но и равномерностью ее распределения. Для данной трубы получен минимальный вероятный уровень брака и минимальное среднеквадратичное отклонение. Следовательно, температуру 450 °С можно считать оптимальной температурой нагрева для старения.

На кольцах труб выявлена неравномерность распределения α-фазы по длине труб, т. е. наблюдали некоторое повышение количества α-фазы от переднего конца к заднему (от заслонки печи к задней стенке). Исходя из этого можно дать рекомендации о повышении температуры нагрева до 460…470 °С в первой зоне печи (у заслонки) и введении контрольных термопар для непрерывного мониторинга температуры металла.

При поиске оптимальной температуры старения контролировали не только микроструктуру, но и твердость на передних и задних концах трубы. Были определены значения коэффициента корреляции между значениями количества α-фазы и твердостью.

На переднем конце была получена слабо возрастающая зависимость твердости от температуры старения (коэффициент корреляции равен 0,17), на заднем конце трубы получена убывающая зависимость (коэффициент корреляции равен 0,34). После старения при 450 °С наблюдается наименьший разброс значений твердости по трубе.

Выводы

1. Разработана методика подсчета количества α-фазы в структуре сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al с помощью программных комплексов типа SIAMS 700.

2. После старения по заводскому режиму выделение α-фазы по сечению отдельных труб крайне неравномерно (на переднем конце трубы – 5,2±0,9 %, в средней части трубы – 10,4±0,4 %, на заднем конце – 12,7±0,1 %).

3. Выявлена значительная неоднородность по количеству α-фазы не только по отдельным трубам, но и между трубами в одной партии (в первой трубе 11,3±0,8 %, во второй трубе 9±1 %).

4. Оптимальным режимом старения является нагрев трубных заготовок из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al до температуры 450 °С, выдержка при данной температуре 3 ч и охлаждение на воздухе. Для данной температуры старения получено наиболее равномерное распределение α-фазы 11±0,8 %. При температуре старения 450 °С получен вероятный уровень брака 0,003 %, а, например, для 480 °С – 2,71 %. Для получения структуры с содержанием α-фазы не менее 5 % необходимо, чтобы отклонения температуры металла в печи были не более 4–5 °С.

Список литературы

1. *Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. пособие. – 4-е изд. – М.: МИМИМ, 2005. – 432 с.

2. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник / под. ред. Н.П. Лякишева: в 4 т.: т. 3. – М.: Машиностроение, 1996. – 569 с.

3. Справочник по обработке цветных металлов и сплавов / под ред. Л.Е. Миллера. – М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит. по черной и цв. металлургии, 1961. – 872 с.

4. Исследование остаточных напряжений в изделиях, изготовленных из сложнолегированной латуни / А.В. Тропотов, Н.Б. Пугачева, Ю.В. Рязанцев, Л.М. Жукова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – № 1. – С. 28–32.

5. *Копыл М.Д., Тропотов А.В., Котляров И.В.* Латунные сплавы для колец синхронизаторов совершенствуются // Автомобильная промышленность. – 1999. – № 10. – С. 26–29.

6. *Бобылев А.В.* Коррозионное растрескивание латуней. – М.: Металлургия, 1956. – 126 с.

7. *Бабичев М.А.* Методы определения внутренних напряжений в деталях машин. – М.: Акад. наук СССР, 1955. – 150 с.

8. *Соколов И.А., Уральский В.И.* Остаточные напряжения и качество металлопродукции. – М.: Металлургиздат, 1981. – 300 с.

9. *Бобылев А.В.* Растрескивание медных сплавов: справочник. – М.: Металлургия, 1993. – 352 с.

10. *Курбаткин И.И., Пружинин И.Ф., Фалкон В.И.* Влияние химического состава и режимов обработок на механические и эксплуатационные свойства кремнисто-марганцовистых латуней // Цветные металлы. – 1996. – № 9. – С. 60–63.

11. *Пугачева Н.Б.* Структура промышленных ($\alpha + \beta$)-латуней // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 2. – С. 23–29.

12. *Pugacheva N.B.* Structure of commercial $\alpha + \beta$ brasses // Metal Science and Heat Treatment. – 2007. – Vol. 49, iss. 1-2. – P. 67–74.

13. Structural and phase transformations in $\alpha + \beta$ brasses / N.B. Pugacheva, A.A. Pankratov, N.Yu. Frolova, I.V. Kotlyarov // Russian Metallurgy (Metally). – 2006. – Vol. 2006, iss. 3. – P. 239–248.

14. Структурные и фазовые превращения в $\alpha+\beta$-латунях / Н.Б. Пугачева, А.А. Панкратов, Н.Ю. Фролова, И.В. Котляров // Металлы. – 2006. – № 3. – С. 65–75.

15. *Сучков Д.И.* Медь и ее сплавы. – М.: Металлургия, 1967. – 248 с.

OBRABOTKA METALLOV
(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)
N 3(64), July – September 2014, Pages 6–13

Analysis of α-grain uniformly distributed over the cross section of pipe billets 58Cu-34Zn-3Mn-2Al alloy

Pugacheva N.B.[1], D.Sc. (Engineering), e-mail: nat@imach.uran.ru
Lebed A.V.[2], Principal Engineer, e-mail: annalebed5@rambler.ru

[1] Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 630049, Russian Federation
[2] JSC “Revda Non-Ferrous Metals Processing Works”, Settlement “SUMZ”, Revda, Sverdlovsk region, 623280, Russian Federation

Abstract

The influence of the heating temperature during the heat treatment of the alloy tube billets 58Cu-34Zn-3Mn-2Al after extrusion on the quantity of α-phase is investigated, and an analysis of the distribution of α-grains in the cross section of billets is carried out. It is established that the most uniform distribution is achieved by α-grains after heating the pipe blanks to 450 ° C, holding for 3 hours with the next air cooling. As a result of the work, the causes of uneven distribution of α-phase is found, also a recommendation for its reduction throughout the length of pipes is given. A correlation between the amount of α-phase, after extrusion and after aging is marked. The possibility of using software packages SIAMS type 700 when calculating the amount of α-phase is analyzed.

Keywords:
brass, microstructure, alpha-phase, aging, distribution, software system.

References

1. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys]. 4th ed. Moscow, MIMIM Publ., 2005. 432 p.

2. Lyakishev N.P., Bannykh O.A., Rokhlin L.L., Alisova S.P., Bochvar N.R., Budrerg P.B. et al. *Diagrammy sostoyaniya dvoinykh metallicheskikh sistem. Spravochnik v 4 t. T. 3* [Diagrams of binary metallic systems. Reference book in 4 vol., vol. 3]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. 569 p.

3. Miller L.E., Smiryagin A.P., Dnestrovskii N.Z., Landikhov A.D., Kreindlin H.H., Krucher G.N., Golovin V.A., Urin B.L., Gol'dreer V.N. *Spravochnik po obrabotke tsvetnykh metallov i splavov* [Processing of nonferrous metals and alloys: reference book]. Moscow, Gosudarstvennoe nauchno-tekhnicheskoe izdatel'stvo literatury po chernoi i tsvetnoi metallurgii, 1961. 872 p.

4. Tropotov A.V., Pugacheva N.B., Ryazantsev Yu.V., Zhukova L.M. Issledovanie ostatochnykh napryazhenii v izdeliyakh, izgotovlennykh iz slozhnolegirovannoi latuni [A study of residual stresses in articles produced from complexly-alloyed brass]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2006, no. 1, pp. 28-32 (in Russian).

5. Kopyl M.D., Tropotov A.V., Kotlyarov I.V. Latunnye splavy dlya kolets sinkhronizatorov sovershenstvuyutsya [Improving brass alloys for rings synchronizers]. *Avtomobil'naya promyshlennost' – Automobile Industry*, 1999, no. 10, pp. 26-29 (in Russian).

6. Bobylev A.V. *Korrozionnoe rastreskivanie latunei* [Stress corrosion cracking of brass]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1956. 126 p.

7. Babichev M.A. *Metody opredeleniya vnutrennikh napryazhenii v detalyakh mashin* [Methods for determination of internal stresses in machine parts]. Moscow, Academy of Sciences of the USSR Publ., 1955. 150 p.

8. Sokolov I.A., Ural'skii V.I. *Ostatochnye napryazheniya i kachestvo metalloproduktsii* [Residual stress and quality metal products]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1981. 300 p.

9. Bobylev A.V. *Rastreskivanie mednykh splavov. Spravochnik* [Cracking of copper alloys. Handbook]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1993. 352 p.

10. Kurbatkin I.I., Pruzhinin I.F., Falkon V.I. Vliyanie khimicheskogo sostava i rezhimov obrabotok na mekhanicheskie i ekspluatatsionnye svoistva kremnisto-margantsovistykh latunei [Effect of chemical composition and modes of treatment on the mechanical and performance properties of silicon-manganese brass]. *Tsvetnye Metally – Non-ferrous Metals*, 1996, no. 9, pp. 60-63 (in Russian).

11. Pugacheva N.B. Struktura promyshlennykh ($\alpha + \beta$)-latunei [Structure of industrial $\alpha + \beta$ brasses]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2007, no. 2, pp. 23-29 (in Russian).

12. Pugacheva N.B. Structure of commercial $\alpha + \beta$ brasses. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, iss. 1-2, pp. 67-74. doi: 10.1007/s11041-007-0013-x

13. Pugacheva N.B., Pankratov A.A., Frolova N.Yu., Kotlyarov I.V. Structural and phase transformations in $\alpha + \beta$ brasses. *Russian metallurgy (Metally)*, 2006, vol. 2006, iss. 3, pp. 239-248. doi: 10.1134/S0036029506030104

14. Pugacheva N.B., Pankratov A.A., Frolova N.Yu., Kotlyarov I.V. Strukturnye i fazovye prevrashcheniya v α+β-latunyakh [Structural and phase transformations in $\alpha + \beta$ brasses]. *Metally – Russian metallurgy* (*Metally*), 2006, no. 3, pp. 65-75 (in Russian).

15. Suchkov D.I. *Med' i ee splavy* [Copper and its alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1967. 248 p.

Received 21 May 2014
Revised 3 July 2014
Accepted 8 July 2014