

PACS numbers: 61.25.Mv, 61.66.Dk, 61.72.-y, 62.20.mj, 62.20.Qp, 81.40.Ef, 81.40.Np

Структурний стан та фізико-хімічні властивості стопів системи Al–Cu

Н. Ю. Філоненко^{*,**}, О. І. Бабаченко^{*}, Г. А. Кононенко^{*}

^{*}*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України,
пл. Академіка Стародубова, 1,
49050 Дніпро, Україна*

^{**}*ДЗ «Дніпропетровська державна медична академія МОЗ України»,
вул. Володимира Вернадського, 9,
49044 Дніпро, Україна*

Дослідження здійснювали на зразках стопів Al–Cu з вмістом Міді 25,0–36,0% мас., решта — Алюміній. Доевтектичні та заевтектичні стопи після лиття мали структурний стан відповідно до діаграми стану стопів системи Al–Cu. Перегрів розтопів з вмістом Міді 25,0–36,0% мас. на 50–100 К вище лінії ліквідусу та наступне охолодження призводять до утворення дрібнодисперсної евтектичної структури та пригнічення процесу формування первинних кристалів фази α -Al в доевтектичних стопах та фази Al_2Cu в заевтектичних стопах. Збільшення температури перегріву розтопу доевтектичних та заевтектичних стопів на 150 К вище лінії ліквідусу та наступне охолодження зі швидкістю 10^3 К/с призводять до повного пригнічення процесу утворення первинних кристалів фази α -Al в доевтектичних стопах та фази Al_2Cu в заевтектичних стопах. Перегрів розтопу Al–Cu впливає не тільки на об'ємну частку евтектики, а й на її морфологію та фізико-хімічні характеристики. Корозійні випробування доевтектичних та заевтектичних стопів після перегріву розтопу на 100–150 К вище лінії ліквідусу та швидкого охолодження показали, що швидкість корозії в кислотних та лужних середовищах нижча у порівнянні зі зраз-

Corresponding author: Oleksandr Ivanovych Babachenko
E-mail: A_Babachenko@i.ua

^{*}*Z. I. Nekrasov Iron and Steel Institute, N.A.S. of Ukraine,
1 Academician Starodubov Sqr., 49050 Dnipro, Ukraine*

^{**}*State Institution 'Dnipropetrovsk Medical Academy of the Ministry of Health of
Ukraine', 9 Volodymyr Vernadsky Str., 49044 Dnipro, Ukraine*

Citation: N. Yu. Filonenko, O. I. Babachenko, and G. A. Kononenko, Structural State and Physicochemical Properties of Al–Cu System Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 42, No. 5: 611–620 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.05.0611](https://doi.org/10.15407/mfint.42.05.0611).

ками без обробки в рідкому стані. Нагрів розтопу на 100–150 К вище лінії ліквідусу та наступне охолодження зменшують швидкість корозії на 30–45%, крихкість стовпів у 1,2–1,35 рази, а відносну зносостійкість збільшують у 1,3–1,45 разів за числовим значенням у порівнянні зі зразками, які не мали перегріву.

Ключові слова: стопи системи Al–Cu, структурний стан, фізико-хімічні властивості.

The studies are carried out for the specimens of Al–Cu alloys with copper content of 25.0–36.0% wt.; the rest is aluminium. The as-cast hypoeutectic and hypereutectic alloys are in the structural state corresponding to the state diagram of Al–Cu system. The overheating of the melts with copper content of 25.0–36.0% wt. to 50–100 K above the liquidus line and following cooling lead to formation of the fine-dispersed eutectic structure and to suppression of the forming of primary aluminium crystals in hypoeutectic alloys, as well as to suppression of Al₂Cu phase growth in hypereutectic alloys. The increasing of overheating temperature of the melts of hypoeutectic and hypereutectic alloys to 150 K above the liquidus line and following cooling with a rate of 10³ K/s result in the complete suppression of the forming of primary aluminium crystals in hypoeutectic alloys and Al₂Cu phase in hypereutectic alloys. The overheating of Al–Cu melt affects not only the volume fraction of eutectics, but also its morphology and physicochemical characteristics. The corrosion tests of hypoeutectic and hypereutectic alloys after overheating of the melt to 100–150 K above the liquidus line and after following cooling show that the rate of corrosion in acid and alkaline environments is lower compared with the specimens without treatment in a liquid state. The overheating of the alloy melt to 100–150 K above the liquidus line and following cooling lead to decreasing the rate of corrosion on 30–45% and an alloy brittleness by 1.2–1.35 times, and increasing a relative wear resistance by factor of 1.3–1.45 in comparison with corresponding values for the specimens without overheating.

Key words: Al–Cu system alloys, structural state, physicochemical properties.

Исследования проводили на образцах сплавов Al–Cu с содержанием меди 25,0–36,0% масс., остальное — алюминий. Доэвтектические и заэвтектические сплавы после литья имели структурное состояние в соответствии с диаграммой состояния сплавов системы Al–Cu. Перегрев расплава с содержанием меди 25,0–36,0% масс. на 50–100 К выше линии ликвидуса и последующее охлаждение приводят к образованию мелкодисперсной эвтектической структуры и подавлению процесса формирования первичных кристаллов α -Al в доэвтектических сплавах и фазы Al₂Cu в заэвтектических сплавах. Увеличение температуры перегрева расплава в эвтектических и заэвтектических сплавах на 150 К выше линии ликвидуса и последующее охлаждение со скоростью 10³ К/с приводят к полному подавлению процесса образования первичных кристаллов α -Al в доэвтектических сплавах и фазы Al₂Cu в заэвтектических сплавах. Перегрев расплава Al–Cu влияет не только на объёмную долю эвтектики, а и на её

морфологію и физико-химические характеристики. Коррозионные испытания доэвтектических и заэвтектических сплавов после перегрева расплава на 100–150 К выше линии ликвидуса и быстрого охлаждения показали, что скорость коррозии в кислотных и щелочных средах ниже по сравнению с образцами без предварительной обработки в жидком состоянии. Нагрев расплава на 100–150 К выше линии ликвидуса и последующее охлаждение уменьшают скорость коррозии на 30–45%, хрупкость сплавов в 1,2–1,35 раза, а относительную износостойкость увеличивают в 1,3–1,45 раза по сравнению с образцами, которые не имели перегрева.

Ключевые слова: сплавы системы Al–Cu, структурное состояние, физико-химические свойства.

(Отримано 20 травня 2019 р.; остаточн. варіант — 22 березня 2020 р.)

1. ВСТУП

Стопи на основі Алюмінію мають як наукове, так і технологічне значення в різних галузях промисловості завдяки високій міцності, пластичності та високій корозійній стійкості. Як відомо, діаграма стану стопів системи Al–Cu є досить складною [1]. Наразі ведеться багато досліджень щодо процесів кристалізації та фізичних властивостей цих стопів (в'язкість, теплопровідність, електричний опір, магнітна сприйнятливості тощо) [2–5].

Відомо, що за температур, які перевищують температуру кристалізації, в розтопах металів та стопів спостерігали мікроконцентраційну неоднорідність, яка впливає на формування їх структури [6]. Один із методів визначення наявності мікрокомплексів або ближнього порядку в рідині стопів Al–Cu пов'язує їх зі зміною в'язкості рідини [5, 7]. Дослідження залежності в'язкості стопів та значення функції структурного параметру від вмісту міді в стопі та температури показали, що для стопів відбувається зменшення структурного параметру в інтервалі температур 750–980°C, а наявність гострого піку свідчить про впорядковану структуру [7–9].

Дослідження впливу температури нагріву (від 973 до 1473 К) та наступного охолодження зі швидкостями 2 К/с і 100 К/с стопів з вмістом Міді 2, 5, 7 і 10 ат.% на фазовий склад і мікротвердість показали, що при збільшенні вмісту Міді в стопі та швидкості охолодження спостерігається збільшення значень мікротвердості фази α -Al та в'язкості розтопу [10]. Відомо, що збільшення швидкості охолодження до 10^4 – 10^5 К/с призводить до утворення пересиченого твердого розчину та зменшення вмісту фази Al_2Cu в нерівноважній евтектиці [11].

Таким чином, отримані наразі данні щодо впливу температури перегріву та швидкості охолодження на структурний стан та фізи-

ко-хімічні властивості стопів вивчені в не достатній мірі.

Метою роботи є дослідження структурного стану стопів Al–Cu та їх фізико-хімічних властивостей в залежності від температури нагріву стопу вище лінії ліквідусу та швидкості охолодження.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

Дослідження здійснювали на зразках стопів Al–Cu з вмістом Міді 25,0–36,0% мас., решта — Алюміній, для отримання яких використовували шихту такого складу: Алюміній чистоти 99,9% (з домішками Заліза — 0,035% мас., Силіцію — 0,04% мас., Міді — 0,02% мас.) та Мідь чистоти 99,9% мас. (з домішками Заліза — 0,018% мас., Свинцю — 0,05% мас., Сурми — 0,005% мас.). Витоплення зразків здійснювали в печі Тамана з графітовим нагрівачем в алундових тиглях в атмосфері аргону з перегрівом 50–200 К вище лінії ліквідусу зі швидкістю нагріву 30 К/хв. Розтопи зразків витримували при температурах на 50–200 К вище лінії ліквідусу протягом 1 години та потім розтоп виливали у мідну клиновидну ливарну форму. Швидкість охолодження у різних частинах клину оцінювали за допомогою осцилографа Н-700 та хром-алюмелевої термомпари. Швидкість охолодження стопів складала від 10^2 до 10^4 К/с.

Для визначення хімічного складу стопу використовували хімічний та спектральний аналіз [12].

Фазовий склад стопів після охолодження визначали методом мікрорентгеноспектрального аналізу на мікроскопі JSM-6490, а також за допомогою оптичного мікроскопу «Неофот-21». Рентгеноструктурний аналіз здійснювали на дифрактометрі ДРОН-3 в монокроматизованому FeK_{α} -випромінюванні.

Мікротвердість та мікротвердість різних фазових складових визначали на мікротвердомірі ПМТ-3 (ГОСТ 9460-76) за методикою наведеною в роботі [13].

Дослідження поведінки стопів у корозійних середовищах здійснювали гравіметричним методом. Корозійні випробування проводили в розчині 1 н NaOH, 1 н H_2SO_4 та 1 н HNO_3 . Розчин готували з концентрованих кислот. При проведенні досліджень гравіметричним методом коефіцієнт відносної корозійної стійкості стопів визначали як різницю ваги зразків на одиницю площини. Експеримент проводили при кімнатній температурі (295 ± 5) К впродовж 1 та 3 годин. Зразки зачищали шмергелевим папером, промивали бі-дистилятом, знежирювали етиловим спиртом і зважували на аналітичних терезах з точністю до 0,1 мг.

Зношення стопів визначали на установці для випробування валкових і штампових матеріалів із зусиллями притиску колодки 200 кг·с і швидкістю обертання 140–150 с/хв. Випробування на абразивне зношення полягають в оцінці зменшення маси зразку при сти-

ранні шліфувальною шкуркою на 90 м шляху. Експеримент проводився при температурі повітря 293 ± 5 К та відносній вологості $65 \pm 5\%$. Точність визначення втрати маси на вагах ВЛА-200М складала 0,0002 г. Крім того, абразивне зношення визначали з застосуванням установки «Метаполан» за методикою, наведеною у роботі [14], при тиску $2 \cdot 10^4$ Па та кутовій швидкості обертання $1,5 \text{ хв}^{-1}$ на абразивній шкурці; час циклу випробувань — 30 хв. Відносну зносостійкість визначали за формулою $\varepsilon = \Delta m_{\text{ет}} / \Delta m_{\text{зразка}}$. Як еталон використовували зразки сталі марки 25.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Доевтектичні стопи системи Al–Cu після лиття мали наступну структуру: первинні дендрити фази α -Al та регулярна евтектика α -Al + Al₂Cu, яка відповідає фазовому складу діаграми стану системи [1] (рис. 1, а).

Мікроструктура стопу після попереднього нагріву стопу Al–Cu на 50 К (873 К) вище лінії ліквідусу та наступного охолодження зі швидкістю 10^2 К/с складалася з первинних дендритів фази α -Al, які були однорідні за розміром (30–40 мкм) (рис. 1, б). Збільшення швидкості охолодження до 10^4 К/с супроводжується зменшенням розмірів та об'ємної частки первинних кристалів фази α -Al до 10–15 мкм, та формуванням більш неоднорідної за морфологією евтектики (рис. 1, в).

За результатами рентгенофазового аналізу до евтектичних стопів системи Al–Cu за перегріву на 150 К та наступного охолодження зі швидкостями в інтервалі 10^2 К/с та 10^4 К/с спостерігали зменшення інтенсивності та незначний зсув на дифрактограмі ліній фаз α -Al та Al₂Cu в сторону більших кутів (рис. 1, г). Отримані результати можна пояснити тим, що відбувається утворення пересиченого міддю твердого розчину α -Al.

Нагрів доевтектичних стопів системи Al–Cu вище лінії ліквідусу на 100 К та швидке охолодження супроводжуються подальшим зменшенням розмірів та об'ємної частки первинних кристалів фази α -Al. Збільшення швидкості охолодження до 10^4 К/с супроводжується значним зменшенням об'ємної частки первинних кристалів фази α -Al та розмірів первинних дендритів фази α -Al до 2–4 мкм.

Попередній нагрів доевтектичних стопів системи на 150 К вище лінії ліквідусу та наступне охолодження зі швидкістю до 10^2 К/с призводять до зменшення розмірів первинних дендритів фази α -Al в порівнянні зі зразками, які мали меншу температуру перегріву. Збільшення швидкості охолодження до 10^3 К/с супроводжується повним пригніченням процесу формування первинних кристалів фази α -Al та більш дисперсною евтектикою.

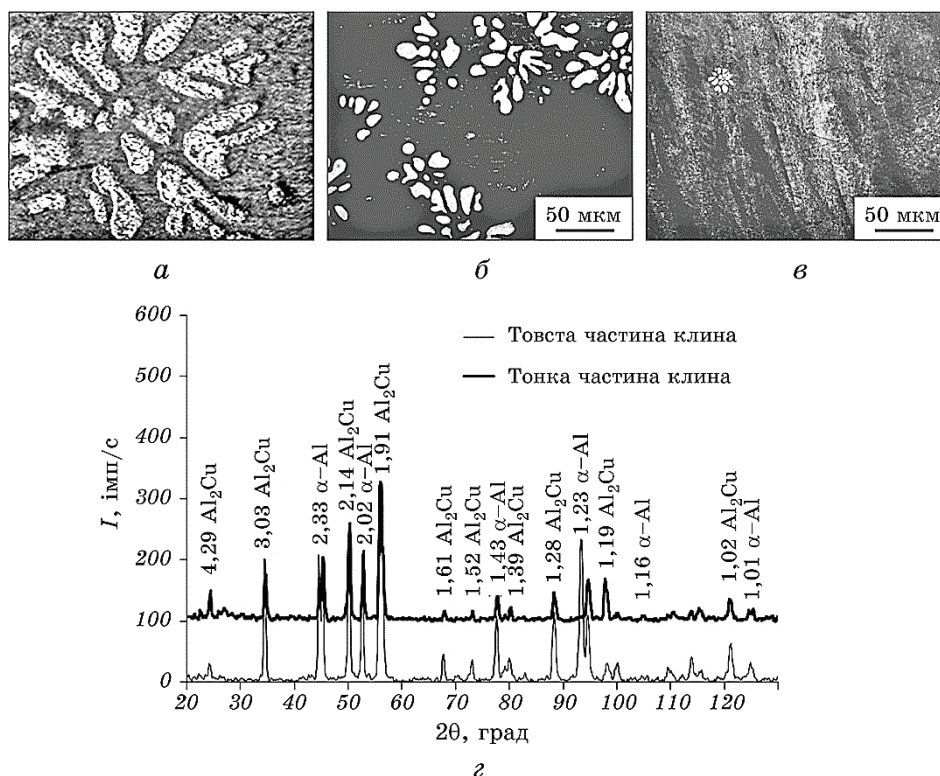


Рис. 1. Мікроструктура сплаву з вмістом Алюмінію 71,0% мас. після попереднього перегріву розтопу на 50 К вище лінії ліквідусу після: лиття (а) та охолодження зі швидкостями 10^2 К/с (б) і 10^4 К/с (в); дифрактограма (г).

Fig. 1. Microstructure of alloy with aluminium content of 71.0% wt. after preheating the melt to 50 K above the liquidus line: as cast (a) and after cooling with the rates of 10^2 K/s (б) and 10^4 K/s (в); diffraction patterns (г).

Для заевтектичних сплавів з вмістом Міді 34,0–40,0% мас., перегрітих на 50 К вище лінії ліквідусу та охолоджених зі швидкістю 10^2 К/с, спостерігається утворення первинних кристалів Al_2Cu та евтектики, що відповідає діаграмі стану системи Al–Cu. При збільшенні швидкості охолодження до 10^3 – 10^4 К/с відбувається подальше зменшення розмірів первинних кристалів фази Al_2Cu та збільшення об'ємної частки евтектики. Аналогічну ситуацію спостерігали при дослідженні мікроструктури після перегріву заевтектичних сплавів до температури на 100 К вище лінії ліквідусу, а саме, подальше зменшення розмірів первинної фази та збільшення об'ємної частки евтектики. При охолодженні заевтектичних сплавів зі швидкістю 10^4 К/с спостерігали утворення евтектики з більшою дисперсністю та повне пригнічення утворення первинних кристалів

Al₂Cu.

При збільшенні температури перегріву розтопу на 150 К вище лінії ліквідусу та при швидкості наступного охолодження у 10³ К/с відбувається утворення тільки евтектики.

Таким чином, перегрів розтопів доевтектичних та заевтектичних стопів системи Al–Cu вище лінії ліквідусу на 150 К призводить до зменшення об'ємної частки первинних кристалів та збільшення об'ємної частки евтектики. На дифрактограмах стопу відбувається зменшення інтенсивності ліній (рис. 2, в). При швидкості охолодження 10³–10⁴ К/с взагалі не відбувається утворення первинних

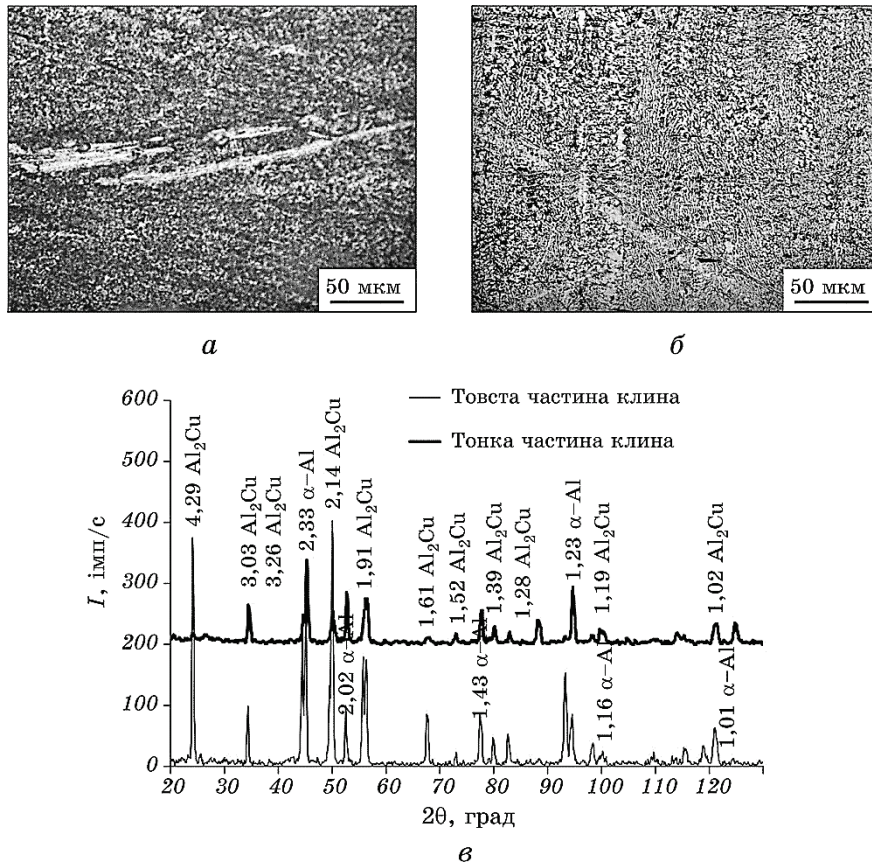


Рис. 2. Мікроструктура клину стопу з вмістом Алюмінію 63,0% мас. після попереднього перегріву розтопу на 150 К вище лінії ліквідусу та охолодження зі швидкостями: 10² К/с (а) і 10⁴ К/с (б); дифрактограма (в).

Fig. 2. Microstructure of alloy with aluminium content of 63,0% wt. after preheating the melt to 150 K above the liquidus line and cooling with a rates of 10² K/s (a) and 10⁴ K/s (b); diffraction patterns (c).

ТАБЛИЦЯ 1. Залежності мікрокрихкості та відносної зносостійкості доевтектичного та заевтектичного стопів від температури перегріву зразків.

TABLE 1. Dependences of microbrittleness and relative wear resistance on specimens' overheating temperature for hypoeutectic and hypereutectic alloys.

Вміст Al в стопі, % мас.	Температура нагріву вище ліквідусу, К	Швидкість охолодження, К/с					
		10 ²		10 ³		10 ⁴	
		Мікрокрихкість евтектики	Відносна зносостійкість $\Delta m_{ет}/\Delta m_{зразка}$, %	Мікрокрихкість евтектики	Відносна зносостійкість $\Delta m_{ет}/\Delta m_{зразка}$, %	Мікрокрихкість евтектики	Відносна зносостійкість $\Delta m_{ет}/\Delta m_{зразка}$, %
71,0	без обробки	2,36	1,05	–	–	–	–
	50	2,13	1,2	2,03	1,42	1,78	1,62
	100	2,08	1,67	1,87	1,73	1,43	1,79
	150	2,04	1,87	1,84	1,98	1,15	2,26
64,0	без обробки	2,89	1,08	–	–	–	–
	50	2,77	1,38	2,43	1,51	2,23	1,63
	100	2,31	1,64	2,13	1,89	1,43	2,14
	150	2,11	1,97	1,98	2,25	1,22	2,36

кристалів, що можна пояснити відсутністю мікрокомплексів первинної фази в рідині стопу, що корелює з результатами залежності коефіцієнту в'язкості від температури, наведеними в роботі [5].

Важливими показниками впливу температури перегріву на фізичні властивості стопів є зносостійкість та мікрокрихкість (див. табл. 1).

Таким чином, перегрів стопів системи Al–Cu вище лінії ліквідусу на 150 К та вище сприяє не тільки утворенню однорідної мікроструктури стопів, а й покращенню фізичних властивостей. Після охолодження зразків відносна зносостійкість стала більшою за значенням у 1,3–1,45 рази, а крихкість стопів зменшилася у 1,2–1,35 рази у порівнянні зі зразками, які не мали перегріву.

Наразі відомі дані щодо корозійної стійкості Алюмінію та його стопів [15]. Аналіз результатів досліджень корозійної стійкості стопів на основі алюмінію, що містять мідь, вказав, що немає однозначних результатів. Корозійні випробування доевтектичних та заевтектичних стопів на зразках після перегріву розтопу на 100–150 К вище лінії ліквідусу та швидкого охолодження показали, що швидкість корозії в кислотних та лужних середовищах у них нижча у порівнянні зі зразками без обробки в рідкому стані (табл. 2).

Таким чином, перегрів стопів на 100–150 К вище лінії ліквідусу та наступне охолодження зменшують швидкість корозії в азотній та

ТАБЛИЦЯ 2. Залежності швидкості корозії [г/(м²·год)] зразків доевтектичного та заевтектичного стопів Al–Cu від температури перегріву вище лінії ліквідусу та швидкості охолодження.

TABLE 2. Dependences of corrosion rate [g/(m²·h)] on specimens' overheating temperature above the liquidus curve and cooling rate for hypoeutectic and hypereutectic alloys.

Вміст Al в стопі, % мас.	Температура нагріву стопу вище ліквідусу, К	Швидкість охолодження, К/с								
		10 ²			10 ³			10 ⁴		
		1 н NaOH	1 н H ₂ SO ₄	1 н HNO ₃	1 н NaOH	1 н H ₂ SO ₄	1 н HNO ₃	1 н NaOH	1 н H ₂ SO ₄	1 н HNO ₃
71,0	без обробки	28,70	5,16	9,44	–	–	–	–	–	–
	50	8,37	5,34	9,13	8,02	5,23	9,04	7,69	4,58	8,34
	100	5,63	6,18	8,26	4,35	6,04	7,89	6,32	3,85	7,16
	150	1,29	6,85	7,42	1,24	6,35	6,54	5,54	1,04	6,43
64,0	без обробки	25,92	7,72	24,4	–	–	–	–	–	–
	50	15,36	6,35	17,64	13,13	5,84	15,38	12,35	5,43	14,38
	100	8,89	4,87	10,48	8,61	4,52	9,87	8,45	4,19	8,15
	150	3,33	3,29	5,51	3,12	3,14	5,23	2,87	2,97	4,97

сірчаній кислотах до 30–45% у порівнянні зі зразками без попередньої обробки (табл. 2).

4. ВИСНОВКИ

1. В роботі показано, що перегрів розтопу з вмістом Міді 25,0–36,0% мас., решта — Алюміній на 50–100 К вище лінії ліквідусу та швидке охолодження призводять до утворення дрібнодисперсної евтектичної структури та пригнічення процесу формування первинних кристалів фази α -Al в доевтектичних стопах та фази Al₂Cu в заевтектичних стопах.

2. Вперше показано, що перегрів розтопу на 150 К вище лінії ліквідусу та наступне охолодження зі швидкістю 10³ К/с призводять до повного пригнічення процесу утворення первинних кристалів фази α -Al в доевтектичних стопах та фази Al₂Cu в заевтектичних стопах, відповідно.

3. Перегрів розтопу Al–Cu впливає не тільки на об'ємну частку евтектики, а й на її морфологію та фізико-хімічні характеристики. Перегрів на 100–150 К стопів Al–Cu вище лінії ліквідусу та наступне охолодження зменшують швидкість корозії на 30–45%, крихкість стопів у 1,2–1,35 рази та збільшують відносну зносостійкість у 1,3–1,45 рази у порівнянні зі зразками, які не піддавали перегрі-

ву.

Робота виконана в рамках цільового проекту НАН України «Ресурс» КС063.18 «Розробка хімічного складу та технологічних рішень для виготовлення залізничних коліс різного призначення та їх ремонтпридатності».

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. J. L. Murray, *International Metals Reviews*, **30**, No. 5: 211 (1985).
2. S. Habibi, B. Jaleh, A. Namdarmanesh, and M. Shamlo, *Mater. Sci. Applications*, **5**: 491 (2014).
3. T. Zheng, B. Zhou, Yu. Zhong, J. Wang, S. Shuai, Zh. Ren, F. Debray, and E. Beaunon, *Sci. Reports*, **9**: 266 (2019).
4. E. Sondermann, N. Jakse, K. Binder, A. Mielke, D. Heuskin, F. Kargl, and A. Meye, *Phys. Rev. B*, **99**: 024204-1 (2019).
5. Y. Plevachuk, V. Sklyarchuk, A. Yakymovych, S. Eckert, B. Willers, and K. Eigenfeld, *Metall. Mater. Trans. A*, **39**, No. 12: 3040 (2008).
6. E. V. Kalashnikov, *Technical Physics*, **42**, No. 4: 330 (1997).
7. O. S. Roik, V. P. Kazimirov, V. E. Sokolskii, and S. M. Galushko *J. Non-Cryst. Solids* **364**: 34 (2013).
8. J. Brillo, A. Bytchkov, I. Egry, L. Hennem, G. Mathiak, I. Pozdnyakova, D. L. Price, D. Thiaudiere, and D. Zanghi, *J. Non-Cryst. Solids*, **352**: 4008 (2006).
9. W. Y. Wang, J. J. Han, H. Z. Fang, J. Wang, Y. F. Liang, S. L. Shang, Y. Wang, X. J. Liu, L. J. Kecskes, S. N. Mathaudhu, X. Hui, and Z. K. Liu, *Acta Mater.*, **97**: 75 (2015).
10. S. G. Menshikova, I. G. Brodova, T. I. Yablonskih, and V. V. Astafyev, *J. Mater. Sci.*, **1**: 1 (2017).
11. W. C. Oliver and G. M. Prahm, *J. Mater. Res.*, **12**, No. 6: 564 (2008).
12. S. V. Tverdokhlebova, *Visn. Dnipr. Nats. Univ. Ser. Fiz. Radioelektron.*, Iss. **14**, No. 12/1: 100 (2007).
13. N. V. Novikov, S. N. Dub, and S. I. Bulycho, *Zavod. Lab.*, No. 7: 60 (1988) (in Russian).
14. Y. Y. Yurkov and H. Y. Strohanov, *Trenie i Iznos*, **10**, No. 7: 12 (1989) (in Russian).
15. Y. V. Semenova, H. M. Floryanovych, and A. V. Khoroshylov, *Korroziya i Zashchita ot Korrozii* [Corrosion and Corrosion Prevention] (Moscow: Fizmatlit: 2006) (in Russian).