

EDN: SQPUEG

УДК 621.745:621.746:621.791

## Modeling of the Stage of the Combined Casting and Stamping Process of Cu–MMNCr Composite Material for Resistance Welding Electrodes with Features of the Formation of Structure and Properties

Sergei L. Busygin\*, Ivan N. Dovzhenko,  
Nikolai N. Dovzhenko and Aleksandr M. Tokmin  
*Siberian Federal University  
Krasnoyarsk, Russian Federation*

Received 17.10.2023, received in revised form 13.01.2024, accepted 24.02.2024

**Abstract.** The article discusses computer modeling of the stage of hot stamping of the volumetric thermal and stress-strain state for a product – a resistance welding electrode using the specialized professional program Deform 3D. Computer modeling has established that the greatest influence on the hardness over the cross section of the manufactured electrode is exerted by: average normal stress, intensity of deformation and deformation rate, which contributes to the generation of a large number of dislocations. The features of the formation of the macro- and microstructure of the Cu–MMNCr composite material were studied under the conditions of a combined process of casting and stamping with subsequent heat treatment. The mechanism for identifying grain boundaries is described. The relationships between the distribution of hardness and the parameters of the thermal and stress-strain state in the volume of a product made of the Cu–MMNCr composite material using the combined method of casting and stamping with subsequent heat treatment have been derived. The results of the physical and mechanical properties of the Cu–MMNCr composite material obtained by a combined method of casting and stamping with subsequent heat treatment are presented.

**Keywords:** computer modeling, chromium bronze, resistance welding electrodes, composite material, stress-strain state, etching.

**Acknowledgements.** The work was carried out within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (scientific topic code FSRZ-2020–0011).

Electron microscopic studies were carried out in the laboratory of electron microscopy of the SIBFU Center for Collective Use.

---

© Siberian Federal University. All rights reserved

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-Non Commercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0).

\* Corresponding author E-mail address: politex\_1999@bk.ru; ivandov@mail.ru; n.dovzhenko@bk.ru; tam550@yandex.ru



## Моделирование стадии совмещенного процесса литья – штамповки композиционного материала Cu–MMNCr для электродов контактной сварки с особенностями формирования структуры и свойств

С. Л. Бусыгин, И. Н. Довженко,  
Н. Н. Довженко, А. М. Токмин  
*Сибирский федеральный университет  
Российская Федерация, Красноярск*

**Аннотация.** В статье рассмотрено компьютерное моделирование стадии горячей штамповки объёмного теплового и напряженно-деформированного состояния для изделия – электрод контактной сварки с использованием специализированной профессиональной программы Deform 3D. Компьютерным моделированием установлено, что наибольшее влияние на твёрдость по сечению изготовленного электрода оказывают: среднее нормальное напряжение, интенсивность деформаций и скоростей деформации, способствующее генерированию большого числа дислокаций. Исследованы особенности формирования макро– и микроструктуры композиционного материала Cu–MMNCr в условиях совмещенного процесса литья и штамповки с последующей термообработкой. Описан механизм выявления границ зерен. Выведены взаимосвязи между распределением твёрдости и параметрами теплового и напряженно-деформированного состояния в объёме изделия из композиционного материала Cu–MMNCr при совмещённом способе литья – штамповки с последующей термической обработкой. Представлены значения физико-механических свойств композиционного материала Cu–MMNCr, полученного совмещённым способом литья – штамповки с последующей термической обработкой.

**Ключевые слова:** компьютерное моделирование, хромистая бронза, электроды контактной сварки, композиционный материал, напряженно-деформированное состояние, травление.

**Благодарности.** Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (код научной темы FSRZ-2020–0011).

Электронно-микроскопические исследования проведены в лаборатории электронной микроскопии Центра коллективного пользования СФУ.

Цитирование: Бусыгин С. Л. Моделирование стадии совмещенного процесса литья – штамповки композиционного материала Cu–MMNCr для электродов контактной сварки с особенностями формирования структуры и свойств / С. Л. Бусыгин, И. Н. Довженко, Н. Н. Довженко, А. М. Токмин // Журн. Сиб. федер. ун-та. Техника и технологии, 2024, 17(2). С. 250–264. EDN: SQPUEG

### 1. Введение

Изготовление электродов контактной сварки совмещенным процессом литья – штамповки – позволяет за один цикл получить готовое изделие без дополнительных операций механической обработки. В процессе штамповки пуансоном прошивается канал охлаждения электрода с вытесне-

нием композиционного материала Cu–MMNCr из штампа. Построить модели процесса штамповки электродов контактной сварки типа D можно с помощью профессиональной системы компьютерного моделирования Deform 3D [1]. Компьютерная программа позволяет провести анализ трехмерного (3D) поведения металла при различных технологических процессах обработки давлением. Также предоставляет исчерпывающую информацию о течении композиционного материала Cu–MMNCr в штампе и распределении температур, а также давлений во время процесса штамповки.

В процессе штамповки композиционного материала Cu–MMNCr формируется структура, на которую могут оказывать влияние распределения в объёме заготовки таких параметров, как интенсивность деформаций, скоростей деформаций и интенсивность напряжений.

Целью данной работы является исследование методом компьютерного моделирования теплового и напряженно-деформированного состояния совмещённой горячей штамповки – прошивки изделий из композиционного материала Cu–MMNCr, изучение особенностей формирования структуры и физико-механических свойств.

## **2. Постановка задач для моделирования, материалы, оборудование и методика проведения экспериментов**

Постановка задачи для моделирования в Deform 3D включает три базовых этапа:

1. Построение расчётной сетки из CAD-модели (штамп, электрод).
2. Задание материалов и параметров штамповки.
3. Расчёт и анализ результатов моделирования.

Штампующий композиционный материал Cu–MMNCr соответствует сплаву С 81300–С 82800 [2] системы Cu – 1,0 % Cr (мас.%).

Материалы штампа: форма – сталь X12M ГОСТ 5950–2000, пуансон – сталь У8 ГОСТ 1435–99.

Расплав заливали в металлическую форму, при достижении металлом температуры 950 °С производили прошивку на механическом прессе К117Д канала для охлаждения электрода в процессе эксплуатации. Получаемый электрод соответствует типу D ГОСТ ISO 15609–5–2020 [3].

Для выполнения операции старения электроды нагревали в муфельной печи СНОЛ-1.62.5.1/11–ИЗ при температуре 450 °С в течение 4 часов [3].

Измерения удельной электрической проводимости образцов осуществляли по ГОСТ 27333–87 на микроомметре Ф4104–М1 [3].

Из изготовленных электродов вырезали образцы для исследования механических, электропроводных свойств, макро– и микроструктуры.

Образцы подвергали тонкой шлифовке и полировке. Шлифовку проводили на абразивах разной степени дисперсности. Для окончательного выравнивания поверхности шлиф полировали до зеркального блеска, используя алмазную пасту АСМ 0,25/0 НОМ по ГОСТ 25593–83. Травление образцов для анализа микроструктуры осуществляли нанесением реактива (50 мл  $C_2H_5OH$ , 2,5 г  $FeCl_3$ ) на поверхность образца. Микроструктуру образцов исследовали на инвертированном металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer MAT. Микроструктуру образцов и элементный состав исследовали на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-7001F с использованием контраста во вторичных электронах и энергодисперсионного микроанализа (EDX) [3].

Измерения твердости образцов проводили по ГОСТ 9013–59 на твердомере ТР 5014, по шкале твердости F, при величине испытательной нагрузки  $P=588,4$  Н, диаметр шарика 1,588 мм. Измерения микротвердости образцов осуществляли по ГОСТ 9450–76 на приборе ПМТ-3 при величине испытательной нагрузки  $P=0,098$  Н с интервалом между замерами 150–200 мкм [3].

### 3. Результаты моделирования проведенных экспериментов, обсуждение

При подготовке модели производили разбивку на элементы (рис. 1): заготовка 313 тыс. (на первом шаге, потом перестраивалась автоматически до 280 тыс.), металлическая форма 29 тыс., пуансон 32 тыс. Для расчёта использовали процессор Intel® Core™ i9–11900k 8 ядер, 16 МБ кэш-памяти, тактовая частота до 5,30 ГГц.

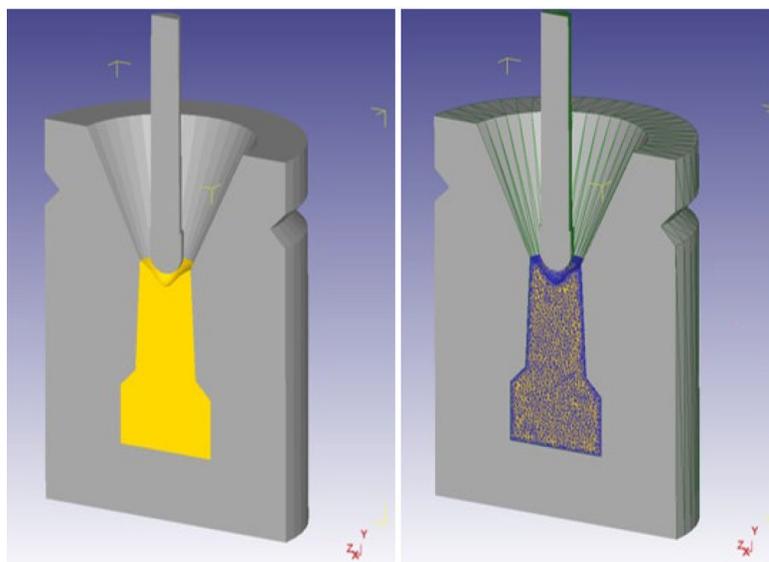


Рис. 1. Разбивка на элементы моделей штампа и электрода

Fig. 1. Breakdown of stamp and electrode models into elements

#### 3.1. Моделирование прошивки охлаждаемого канала электрода штамповкой

Штамповка происходит при температуре 950 °С, изменение температурного поля во времени показано на рис. 2а, остывание происходит от угловых точек рабочей части электрода и сужения на конусе. График изменения усилия на пуансоне во времени показан на рис. 2б. Максимальное прилагаемое усилие составляет 29 кН.

Высокие скорости охлаждения (температура в поверхностных слоях снижается до 725 °С за 0,17 с) позволяют производить закалку в процессе штамповки заготовки, исключая дополнительную операцию нагрева для закалки.

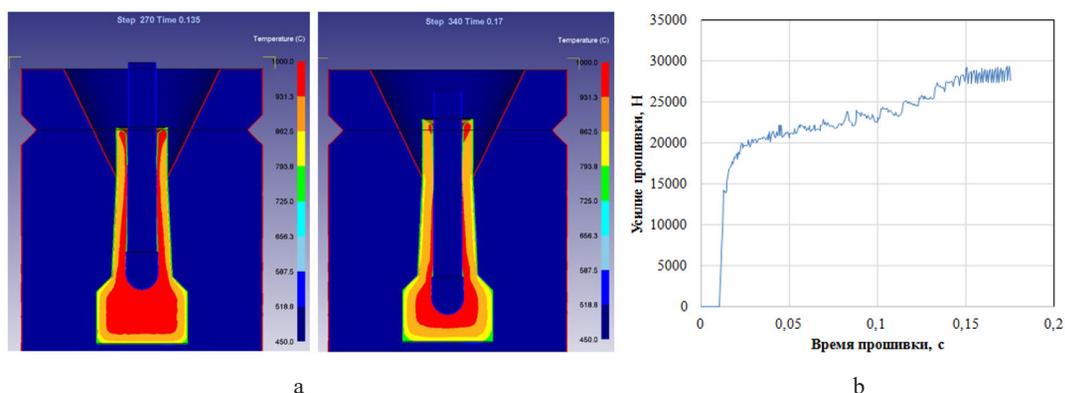


Рис. 2. Изменение температурного поля (а) и усилия на пуансоне (б) при прошивке во времени  
 Fig. 2. Change in temperature field (a) and force on the punch (b) during piercing over time

### 3.2. Моделирование параметров интенсивности деформаций, скоростей деформаций, интенсивности напряжений и объемного напряжения

На формирование будущей структуры может оказать влияние распределение в объеме заготовки таких параметров, как интенсивность деформаций, скоростей деформаций и напряжений. Поля интенсивности деформаций в различные моменты времени процесса показаны на рис. 3. Видно, что наиболее интенсивные деформации преобладают в конусной части и под пуансоном. Поскольку деформация идёт в закрытом объёме, то деформации будут достаточно малы, но их распространение можно увидеть при расчёте интенсивности скоростей деформации, как показано на рис. 4.

Температурный интервал горячего деформирования сплавов находится в пределах 700–950 °С [4]. На рис. 4 наблюдается более обширная область деформационного воздействия, что оказывает влияние на формирование точечных и линейных дефектов, размера зёрен с учётом температурного поля (рис. 2а). Характеру распределения интенсивности скоростей деформации соответствует и распределение интенсивности напряжений, показанное на рис. 5. Уровень интенсивности напряжений под пуансоном превышает предел текучести сплава, а, следова-

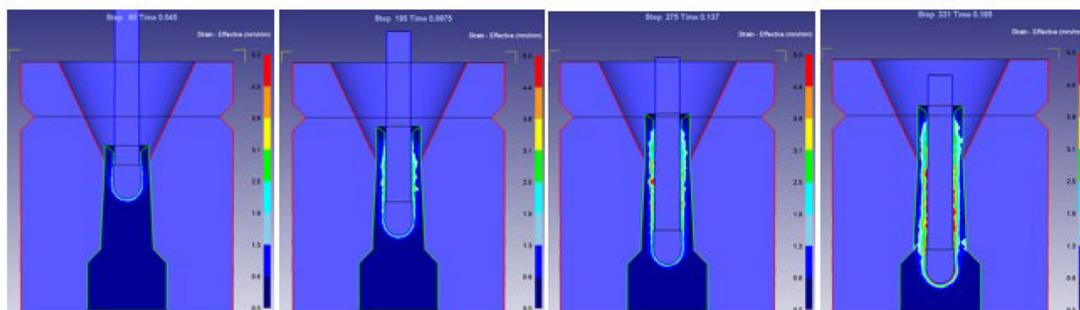


Рис. 3. Изменение интенсивности деформаций в различные моменты времени штамповки  
 Fig. 3. Change in strain intensity at different times of stamping

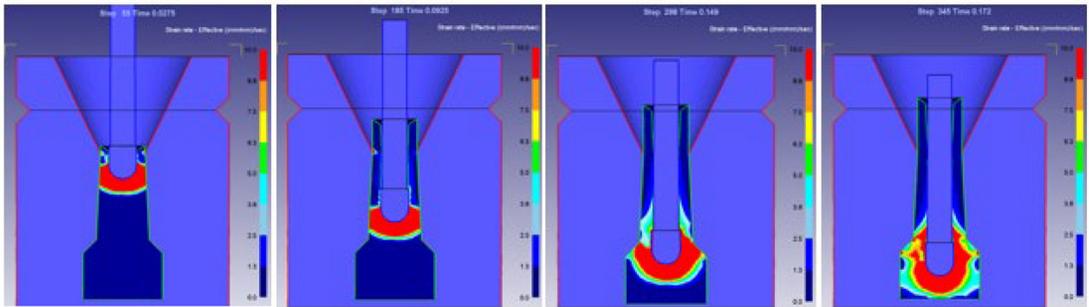


Рис. 4. Изменение интенсивности скоростей деформаций в различные моменты времени штамповки

Fig. 4. Changes in the intensity of strain rates at different moments of stamping time

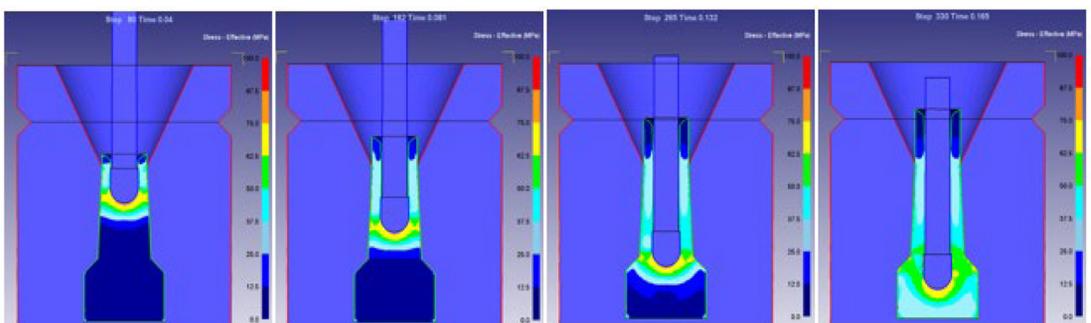


Рис. 5. Изменение интенсивности касательных напряжений в различные моменты времени штамповки

Fig. 5. Change in intensity of shear stresses at different moments of stamping time

тельно, область «теплового узла» с распределённой микропористостью продеформируется и при наложении сжимающих напряжений поры устраняются (рис. 6 – изменение напряжений вдоль оси электрода и рис. 7 – изменение радиальных напряжений).

Компьютерное моделирование распределения в объёме заготовки таких параметров, как интенсивность деформаций ( $\Lambda$ ), интенсивность скоростей деформаций ( $H$ ), интенсивность касательных напряжений ( $T$ ) и среднее нормальное напряжение ( $\sigma_0$ ), позволяет сформиро-

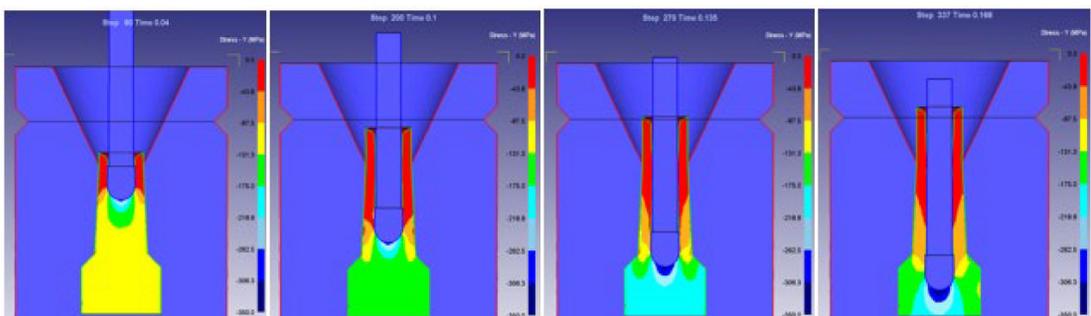


Рис. 6. Изменение напряжений вдоль оси электрода в различные моменты времени штамповки

Fig. 6. Change in voltages along the electrode axis at different times of stamping

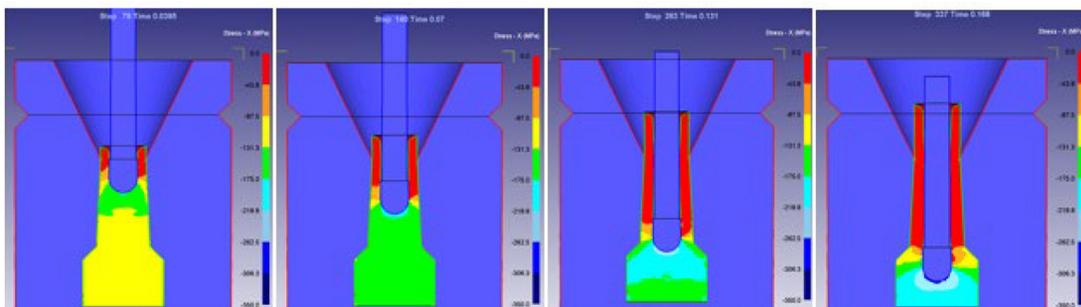


Рис. 7. Изменение радиальных напряжений в различные моменты времени штамповки

Fig. 7. Change in radial stresses at different times of stamping

вать представление о структурных изменениях, происходящих после деформации и охлаждения электрода. Так как по мере опускания пуансона в рабочую часть область действия деформаций расширяется, можно наблюдать места в заготовке, где преобладают совсем малые деформации. При малой деформации и при большом объемном напряжении генерируются дислокации [5].

### *3.3. Исследование особенностей формирования макро– и микроструктуры, элементного состава композиционного материала Cu–MMNCr в условиях совмещенного процесса литья и штамповки с последующей термообработкой*

Высокая скорость при горячей деформации и пребывание металла в течение долей секунды при высокой температуре по завершении деформации вносит значительные изменения в структуру по сравнению с состоянием сразу после деформации.

В процессе штамповки сплава при 950 °С наблюдаются высокие скорости охлаждения (рис. 2). Температура сплава в поверхностных слоях снижается на 225 °С за 0,17 с, что позволяет производить закалку в процессе штамповки электрода с последующим охлаждением в воде. Образуется характерная микроструктура после закалки (рис. 8а). Следовательно, исключается дополнительный нагрев полученных изделий для закалки, так как высокотемпературный нагрев до 1000 °С приводит к сильному окислению изделий с образованием слоя окалины. Под окалиной формируются слои внутреннего окисления из-за диффузии вглубь металла кислорода и частичного или полного окисления хрома в твердом растворе. Хром в большинстве случаев остается в форме оксидов и не принимает участия в упрочнении при старении [6].

После штамповки наблюдается характерная макроструктура (рис. 9а). При горячей штамповке зерна структуры в месте прошивки пуансоном уплотняются и измельчаются (рис. 9а). Равноосное строение как мелких, так и укрупненных зерен наблюдается по всей площади рабочей части электрода.

В закаленном состоянии хромовые бронзы могут отличаться высокой пластичностью и вязкостью, при этом обладая невысокой прочностью [6]. Повысить прочность и твердость сплава можно старением, при котором увеличивается объемная доля выделений второй фазы. Оптимальные режимы старения штампованного сплава: нагрев до 450 °С в течение 4 часов [7].

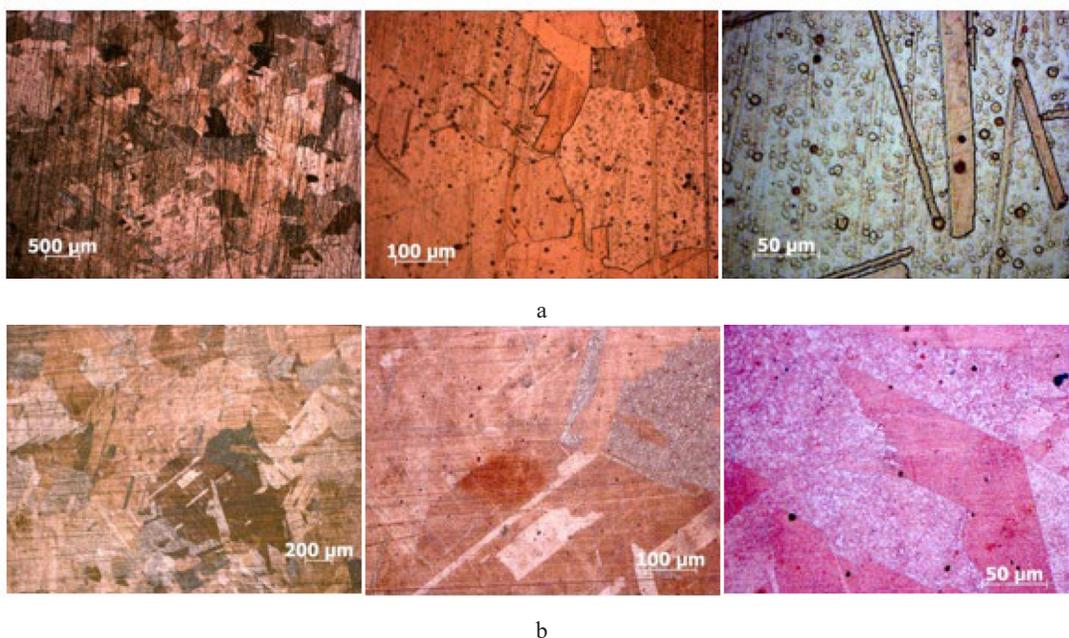


Рис. 8. Микроструктура литых – штампованных электродов: (а) литье – штамповка – закалка; (б) литье – штамповка – закалка – старение

Fig. 8. Microstructure of cast – stamped electrodes: (a) casting – stamping – hardening; (b) casting – stamping – hardening – aging



Рис. 9. Макроструктура литых – штампованных электродов: (а) литье – штамповка – закалка; (б) литье – штамповка – закалка – старение

Fig. 9. Macrostructure of cast – stamped electrodes: (a) casting – stamping – hardening; (b) casting – stamping – hardening – aging

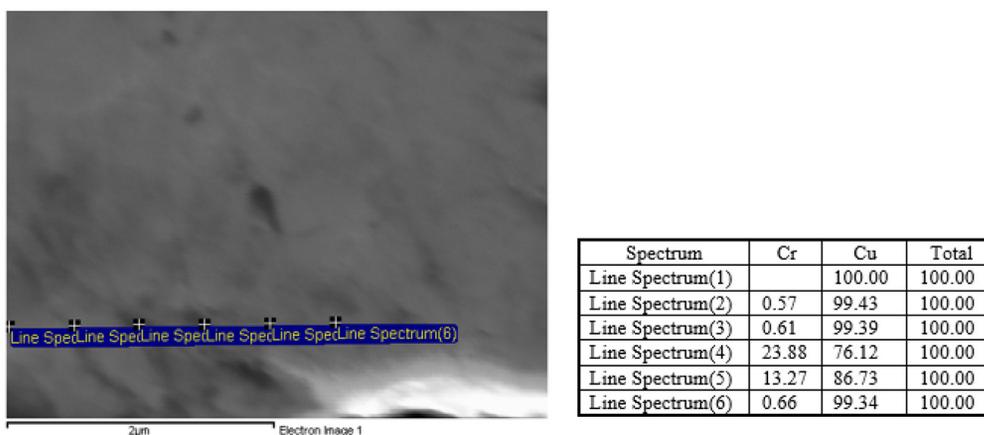


Рис. 10. СЭМ-изображение микроструктуры сплава с элементным составом

Fig. 10. SEM image of the microstructure of an alloy with elemental composition

Диффузионные процессы, происходящие во время старения, снижают концентрацию легирующего элемента по сечению зерен, что проявляется в формировании однородной структуры, приведенной на рис. 9б. Элементный состав поверхности образца электрода (рис. 10) показывает наличие частиц хрома в сплаве.

У большинства сплавов нарушена укладка плотных слоев атомов, имеющих низкую энергию дефекта упаковки [8]. На микроструктуре (рис. 8b) можно отчетливо наблюдать сформировавшиеся пары кристаллов двойников. Проходящая между двойниками граница имеет упорядоченную атомную структуру, что соответствует структуре дефекта упаковки. Границы зерен со строгой прямолинейностью придают структуре свойственный вид. Обнаруженный наблюдаемый зональный контраст границ двойников является строго прямолинейным, с соответствующими резкими изломами при переходе от когерентного к некогерентному участку и наоборот. Двойники в микроструктуре исчезают с большим трудом и при весьма высоких температурах нагрева. Исчезновение двойника происходит при движении некогерентной границы, поэтому при нагреве часто происходит укрупнение двойников и образуются двойники рекристаллизации, которые являются выросшими двойниками деформации [9].

Выявление границ зерен в литом деформированном состоянии и после операций термообработки позволяет осуществить технология травления. Длительное время травления проявляет как границы, так и поверхностные слои зёрен, а плотность упаковки атомов влияет на интенсивность травления. У плотно упакованных атомов растворение идет медленно (зерна светлого цвета), в отличие от атомов с низкой плотностью упаковки (зерна темного цвета) и одинаковым химическим составом (рис. 8). При слабой химической активности травителя сначала выявляются только границы зерен, а остальной шлиф смотрится светлым (рис. 8а). Определенные условия кристаллизации твердых растворов позволяют при травлении также выявлять ликвационную неоднородность. В этом случае ориентация зерен и химический состав элементов, входящих в твердый раствор, будут влиять на интенсивность травления [10, 11].

### 3.4. Механические и электропроводные свойства литого – штампованного композиционного материала Cu–MMNCr

В нашем случае горячая деформация композиционного материала происходит при 950 °С в состоянии повышенной пластичности, в том числе диффузионной. В этот момент совершаются два конкурирующих процесса – упрочнение и разупрочнение. При упрочнении увеличиваются плотности дислокаций под влиянием внешних сил, а также взаимодействием дислокаций с образованием сложных дислокационных сплетений разной степени стабильности и разной подвижности. Разупрочнение заключается в перераспределении и уменьшении плотности дислокаций с образованием энергетически более устойчивых конфигураций [12].

В табл. 1 приведены исходные данные для оценки корреляции между микротвердостью,  $\Lambda$  – интенсивностью степеней деформаций;  $H$  – интенсивностью скоростей деформации,  $c^{-1}$ ;  $T$  – интенсивностью касательных напряжений, МПа;  $\sigma_0$  – средним нормальным напряжением (гидростатическим давлением), МПа;  $HV$  – микротвердостью в 10 точках.

В условиях малых деформаций при штамповке в фактически закрытом объёме массивной части электрода интенсивность касательных напряжений ( $T$ ) не высока и превалирующую роль в формировании ячеистых дислокационных структур будут играть такие параметры [13], как температура, степень ( $\Lambda$ ) и скорость деформации ( $H$ ), вид напряженного состояния ( $\sigma$ ). Небольшая пластическая деформация при  $T < (0,2-0,3) \cdot T_{пл}$  в 1–2 % приводит к повышению плотности дислокаций от  $10^8 \text{ см}^{-2}$  (в исходном рекристаллизованном состоянии) до  $10^9 \text{ см}^{-2}$  с относительно однородным распределением их по объёму.

Для этого используем понятие среднего напряжения:

$$\sigma_{cp} = \sigma_0 = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}. \quad (1)$$

Схема напряжений по октаэдрической площадке, наклоненной по всем главным направлениям, представлена на рис. 11

Таблица 1. Исходные данные для оценки корреляции по микротвердости

Table 1. Initial data for assessing microhardness correlation

№ точек	$\Lambda$	$H$	$T$	$\sigma$	$HV$
1	0,049960133	2,44515089	40	–152,4	320
2	0,055287024	5,71775891	39,1	–175,9	458
3	0,113365577	14,3691218	49,84775751	–196,6	471
4	0,07437237	5,08	40,21256545	–195	362
5	0,330738003	17,2287519	56,38606888	–209	340
6	3,743263106	74,5008511	76,27275541	–299	472
7	0,082995641	3,35748315	37,75728082	–190	362
8	2,230712555	24,5695264	60,16157906	–214	302
9	7,24540079	73,7888664	72,73436968	–312	473
10	0,214038357	9,37534125	62,83040906	–214	320

Октаэдрическое нормальное напряжение (2) равно среднему из трех главных напряжений:

$$\tau_{\text{окт}} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}. \quad (2)$$

Распределение значений параметров процесса по точкам фиксации деформационных параметров при моделировании штамповки электрода представлено на рис. 12.

Распределение значений параметров процесса штамповки (рис. 12а) по точкам фиксации деформационных параметров при моделировании штамповки электрода (рис. 12б) показывает, что (рис. 12с) в радиальном направлении наиболее тесная корреляционная связь микротвердости HV со всеми параметрами видна во 2–м слое (синяя стрелка) и затем в порядке убывания в 3–м (зеленая стрелка) и 1–м слоях (черная стрелка). Рассмотрение точек по диагонали рабочей части электрода (оранжевая стрелка) показывает очень сильную связь параметров процесса штамповки и микротвердости HV, близкой к ней является и взаимосвязь по оси электрода (красная стрелка). Наиболее тесные корреляционные взаимосвязи деформационных параметров выделены на рис. 12с красным цветом.

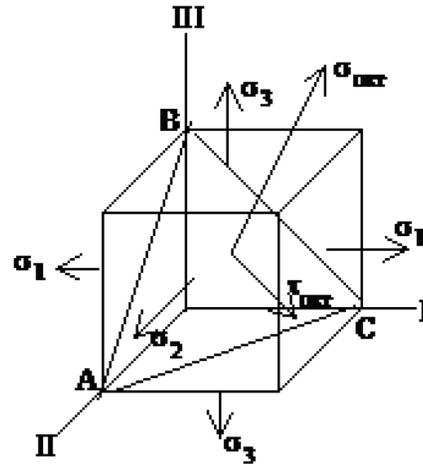


Рис. 11. Схема напряжений по октаэдрической площадке

Fig. 11. Diagram of stresses along the octahedral area

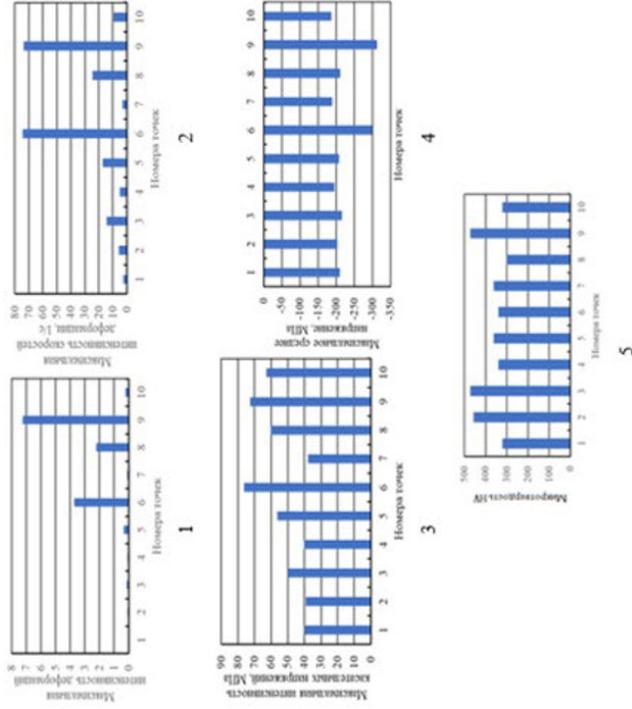
Прямое и косвенное упрочнение обычно вызвано дисперсными частицами второй фазы ( $\tau_{\text{дч}}$ ) [13], выделившимися после операции старения. При прямом упрочнении дисперсные частицы активно взаимодействуют с дислокациями и при пластической деформации металла будут препятствовать распространению скользящих дислокаций. При косвенном упрочнении дисперсные частицы повышают стабильность неравновесного структурного состояния, а также температуру рекристаллизации. Движение дислокаций происходит в мягкой и вязкой матрице по модели Орована, содержащей твердые равноосные частицы упрочнения, и напряжение в этом случае будет определено необходимостью прогнуть дислокацию через рядом расположенные частицы в дугу  $\lambda$  (расстояние между частицами). Поэтому  $\tau_{\text{дч}} = 2 \cdot F / b \cdot \lambda$ , где  $F = G \cdot b^2 / 2$  – линейное натяжение. Тогда  $\tau_{\text{дч}} = G \cdot b / \lambda$ .

Вводя объёмную концентрацию упрочняющей фазы  $f_v$  и учитывая, что:

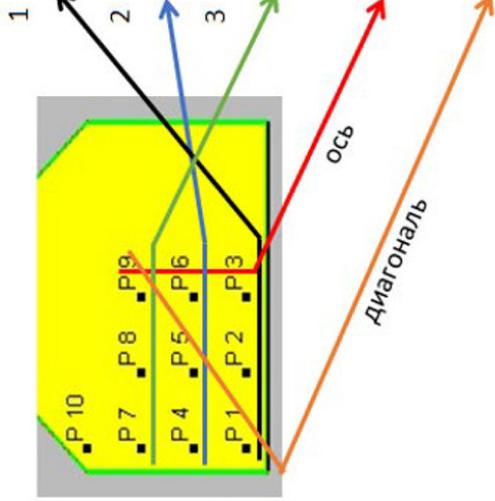
$$\lambda = r \cdot \sqrt[3]{\frac{4}{3} \cdot \frac{\pi}{f_v}}, \quad (3)$$

где  $r$  – радиус частицы, получаем:

$$\tau_{\text{дч}} = 0,6 \cdot G \cdot b^3 \cdot \frac{\sqrt[3]{f_v}}{r}. \quad (4)$$



Матрица	Λ	Н	Т	σ	HV
1, 2, 3		по радиусу электрода			
Λ	1				
H	0,981429	1			
T	0,988568	0,941289	1		
σ	-0,852448	-0,958003	-0,805003	1	
HV	0,635337	0,711672	0,511645	-0,921613	1
4, 5, 6	по радиусу электрода				
Λ	1				
H	0,994806	1			
T	0,920438	0,955445	1		
σ	-0,998095	-0,99919	-0,942798	1	
HV	0,976431	0,949392	0,814380	-0,961238	1
7, 8, 9	по радиусу электрода				
Λ	1				
H	0,999998	1			
T	0,925668	0,926213	1		
σ	-0,993930	-0,993771	-0,878430	1	
HV	0,966348	0,95476	0,508328	-0,858032	1
3, 6, 9	по оси электрода				
Λ	1				
H	0,866039	1			
T	0,803939	0,993584	1		
σ	-0,911992	-0,993329	-0,973915	1	
HV	0,999947	0,860822	0,797745	-0,91376	1
1, 5, 9	по диаметру поперечного сечения электрода				
Λ	1				
H	0,986723	1			
T	0,882423	0,947112	1		
σ	-0,948653	-0,987416	-0,985942	1	
HV	0,996297	0,997033	0,919602	-0,97231	1



а

б

с

Рис. 12. Распределение значений параметров процесса (а) по точкам фиксации деформационных параметров при моделировании штамповки электрода (б) и коэффициенты корреляции Пирсона между микротвёрдостью HV и параметрами процесса деформации по сечению рабочей части электрода после литья – штамповки – закалки – старения (с)

Fig. 12. Distribution of process parameter values (a) across points of fixation of deformation parameters when simulating electrode stamping (b) and Pearson correlation coefficients between microhardness HV and deformation process parameters across the cross section of the electrode after casting – stamping – quenching – aging (c)

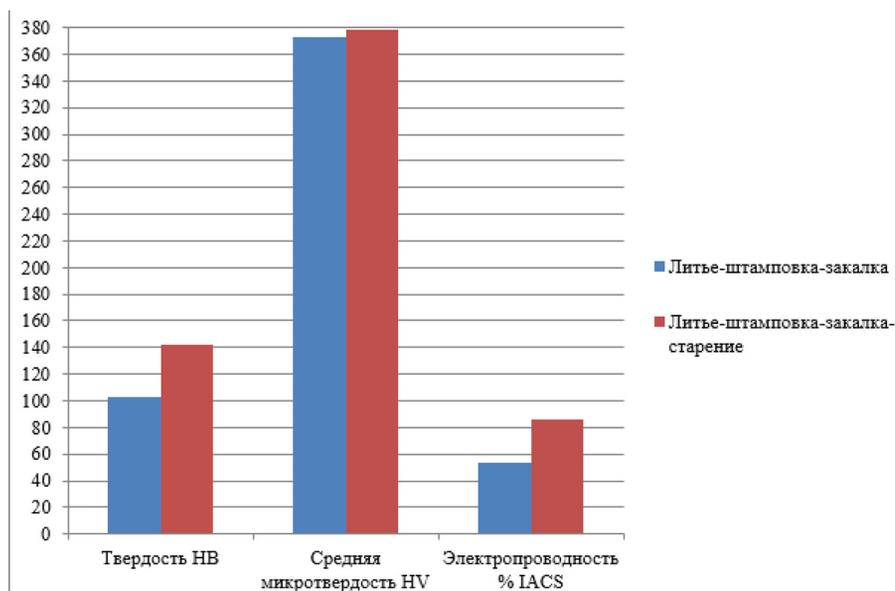


Рис. 13. Значения твердости, средней микротвердости и электропроводности литых – штампованных – закаленных и литых – штампованных – закаленных – состаренных электродов

Fig. 13. Values of hardness, average microhardness and electrical conductivity of cast – stamped – hardened and cast – stamped – hardened – aged electrodes

Таким образом, можно сделать вывод, что упрочняющий эффект существенно зависит от размера и расстояния между частицами и слабо зависит от общего содержания второй фазы.

Полученные значения твердости НВ и средней микротвердости НВ после литья – штамповки – закалки и литья – штамповки – закалки – старения электродов приведены на рис. 13.

После заливки металла в металлическую форму выполняется прошивка охлаждающего канала электрода. Промежуток времени между этими операциями составляет около 10 с. За это время распределение температуры по сечению отливки соответствует модели формирования твердой фазы. Можно отчетливо наблюдать, что начинается кристаллизация объемов металла, контактирующего с поверхностью металлической формы. Объемы металла, расположенные ближе к центральной части, находятся в жидком состоянии. В процессе прошивки происходит быстрая кристаллизация металла за счет возникновения большого градиента температур между жидким металлом и пуансоном (рис. 2а). После извлечения электрода из металлической формы выполняется охлаждение в воде. Такое комбинированное воздействие на кристаллизующийся металл приводит к повышению концентрации хрома в  $\alpha$ -твердом растворе. Это вызвано подавлением диффузионных процессов во время охлаждения. Анализ данных электропроводности подтверждает этот эффект, что приводит к снижению электропроводности до 54 % IACS (рис. 13). В процессе старения происходит выделение дисперсных частиц хрома, приводящих к снижению легированности  $\alpha$ -твердого раствора и к повышению электропроводности до 86 % IACS (рис. 13).

#### 4. Заключение

1. Установлено на основании компьютерного моделирования стадии горячей штамповки тепловое и напряженно-деформированное состояние для изделия – электрод контактной

сварки. Показано, что наибольшее влияние на твёрдость по сечению изготовленного электрода оказывают в комплексе среднее нормальное сжимающее напряжение (от –180 до –320 МПа), интенсивность касательных напряжений (от 38 до 76 МПа) при малых деформациях, осуществляемых с высокими скоростями деформации, способствующее генерированию большого числа дислокаций.

2. Исследованы особенности формирования макро– и микроструктуры композиционного материала Cu–MMNCr в условиях совмещенного процесса литья и штамповки с последующей термообработкой. Описан механизм выявления границ зерен.

3. Выведены взаимосвязи между распределением твёрдости и параметрами теплового и напряженно-деформированного состояния в объёме изделия из композиционного материала Cu–MMNCr при совмещённом способе литья – штамповки с последующей термической обработкой.

4. Элементный состав поверхности образца электрода показывает, что в процессе старения происходит выделение дисперсных частиц хрома, приводящих к снижению легированности  $\alpha$ -твёрдого раствора, что приводит к увеличению твёрдости до 142 НВ, микротвёрдости до 378 НВ и удельной электропроводности до 86 % IACS.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### Список литературы / References

[1] Качанов И. В., Кудин М. В., Ленкевич С. А. Компьютерное моделирование в DEFORM-3D для анализа пластического течения при скоростном горячем выдавливании биметаллических формообразующих деталей штамповой оснастки. *Журнал Наука и техника*, 2015, 1, 20–24. [Kachanov I. V., Kudin M. V., Lenkevich S. A. Computer modeling in DEFORM-3D for the analysis of plastic flow during high-speed hot extrusion of bimetallic forming parts of die equipment. *Journal of Science and Technology*, 2015, 1, 20–24. (in Rus.)]

[2] Unified numbering system (UNS) for Copper and Copper Alloys

[3] Бусыгин С. Л., Токмин А. М., Довженко Н. Н., Казаков В. С. Влияние технологии изготовления на свойства электродов из хромистой бронзы для контактной рельефной сварки арматурных стержней. *Журнал СВУ. Техника и технологии*, 2021, 14(8), 914–929. [Busygin S. L., Tokmin A. M., Dovzhenko N. N., Kazakov V. S. The Influence of Manufacturing Technology on the Properties of Chromium-Bronze Electrodes for Contact Relief Welding of Reinforcing Rods. *Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*, 2021, 14(8), 914–929. (in Rus.)] DOI: 10.17516/1999–494X-0368

[4] Николаев А. К., Розенберг В. М. *Сплавы для электродов контактной сварки*. М.: Металлургия, 1978. 96 [Nikolaev A. K., Rozenberg V. M. *Alloys for resistance welding electrodes*. Moscow, Metallurgii, 1978, 96 (in Rus.)]

[5] Берштейн М. Л. *Структура деформированных металлов*. М.: Металлургия, 1977. 431 [Bershtein M. L. *Structure of deformed metals*. Moscow, Metallurgii, 1977, 431 (in Rus.)]

[6] Осинцев О. Е., Федоров В. Н. *Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник*. М: Машиностроение, 2004. 336 [Osintsev O. E., Fedorov V. N. *Copper and*

*copper alloys. Domestic and foreign brands: Directory.* Moscow, Mechanical engineering, 2004, 336 (in Rus.)]

[7] Николаев А. К., Новиков А. И., Розенберг В. М. *Хромовые бронзы.* М.: Металлургия, 1983. 176 [Nikolaev A. K., Novikov A. I., Rozenberg V. M. *Chromium bronze.* Moscow, Metallurgii, 1983, 176 (in Rus.)]

[8] Вишняков Я. Д. *Дефекты упаковки в кристаллической структуре.* М.: Металлургия, 1970. 216 [Vishnyakov Ya. D. *Packing defects in the crystal structure.* Moscow, Metallurgii, 1970, 216 (in Rus.)]

[9] Чикова Т. С. *Физика и механика деформационного двойникования металлов.* дис. докт. физ. – мат. наук. Санкт-Петербург, 2004, 281 [Chikova T. S. *Physics and mechanics of deformation twinning of metals.* Thesis doc. physics and mathematics. Sci. Saint Petersburg, 1983, 176 (in Rus.)]

[10] Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. *Атлас структур металлов и сплавов.* Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА», 2010. 174 [Bolshakov V. I., Sukhomlin G. D., Laukhin D. V. *Atlas of structures of metals and alloys.* Dnepropetrovsk, GVUZ «PGASA», 2010, 174 (in Rus.)]

[11] Баррет Ч. С., Массальский Т. Б. *Структура металлов.* М.: Металлургия, 1984. 686 [Barrett C. S., Massalsky T. B. *Structure of metals.* Moscow, Metallurgii, 1984, 686 (in Rus.)]

[12] Горелик С. С. *Рекристаллизация металлов и сплавов.* М.: Металлургия, 1978. 568 [Gorelik S. S. *Recrystallization of metals and alloys.* Moscow, Metallurgii, 1978, 568 (in Rus.)]

[13] Полухин П. И., Горелик С. С., Воронцов В. К. *Физические основы пластических деформаций.* М.: Металлургия, 1982. 584 [Polukhin P. I., Gorelik S. S., Vorontsov V. K. *Physical basis of plastic deformations.* Moscow, Metallurgii, 1982, 584 (in Rus.)]