

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

УДК 621.762.8

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-1-27-38>

Поступила в редакцию 21.09.2021

Received 21.09.2021

**Л. Н. Дьячкова***Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа, Минск, Республика Беларусь***ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПСЕВДОСПЛАВА ПОРОШКОВАЯ УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ – МЕДНЫЙ СПЛАВ, ПОЛУЧАЕМОГО ИНФИЛЬТРАЦИЕЙ**

**Аннотация.** Представлены результаты исследований влияния режимов термической обработки (ТО) на изменение структуры и свойств псевдосплавов сталь – медный сплав, получаемых инфильтрацией. Показано, что в зависимости от состава и исходной плотности стального каркаса прочность материала повышается в 1,3–1,8 раза. Эффект упрочнения реализуется при содержании углерода в стальном каркасе 0,3–1,5 % и достигается вследствие изменения структуры и фазового состава стальной основы и медной фазы. Установлено, что в процессе выдержки при нагреве под закалку и при отпуске происходит перераспределение углерода в железной фазе, которое более выражено в каркасе псевдосплава из среднеуглеродистой стали. Отмечено образование в зернах каркаса «корковой» структуры, при этом в каркасе из среднеуглеродистой стали это происходит при температуре отпуска 200 °С, из низкоуглеродистой – при 500–650 °С. В каркасе из высокоуглеродистой стали расслоение по углероду в теле зерна менее выражено. Повышение прочности псевдосплавов при температурах отпуска 500–650 °С связано с образованием  $\alpha'$ -фазы, выпадением карбидной фазы  $Fe_3C$  и метастабильной фазы  $Fe_2C$  в железной фазе, а также с выделением дисперсных фаз  $Fe_4Cu_3$ ,  $\eta-Cu_6Sn_5$  и  $\delta-Cu_3Sn_8$  в медной фазе. Благодаря выделению фаз микротвердость инфильтрата в виде меди в псевдосплавах после отпуска при 550 °С повысилась с 820–880 по 950–980 МПа, в виде оловянной бронзы – с 1450 по 1750 МПа. Применение термической обработки приводит к повышению не только прочности, но и триботехнических свойств псевдосплава: коэффициент трения псевдосплава с каркасом плотностью 80 % из стали ПК80 снижается до 0,008–0,009, предельное давление схватывания возрастает в 2 раза и более чем в 2,5 раза повышается износостойкость.

**Ключевые слова:** псевдосплав на основе железа, инфильтрация, термическая обработка, закалка, отпуск, структура, фазовый состав, свойства

**Для цитирования:** Дьячкова, Л. Н. Влияние термической обработки на структуру и свойства псевдосплава сталь – медный сплав, получаемого инфильтрацией / Л. Н. Дьячкова // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2021. – Т. 67, № 1. – С. 27–38. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-1-27-38>

**Larisa N. Dyachkova***Academician O. V. Roman Powder Metallurgy Institute, Minsk, Republic of Belarus***INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF PSEUDO-ALLOY STEEL – COPPER ALLOY OBTAINED BY INFILTRATION**

**Abstract.** The paper presents the results of studies of the effect of heat treatment regimes on changes in the structure and properties of steel-copper alloy pseudo-alloys obtained by infiltration. It is shown that, depending on the composition and initial density of the steel skeleton, the strength of the material increases by 1.3–1.8 times, the hardening effect is realized when the carbon content in the steel skeleton is 0.3–1.5 % and is achieved due to changes in the structure and phase composition of the steel base and copper phase. It has been established that during heating for quenching and during tempering, redistribution of carbon occurs in the iron phase, which is more pronounced in the frame of the pseudo-alloy made of medium-carbon steel. The formation of a “crust” structure in the grains of the skeleton is noted, while in the skeleton made of medium-carbon steel this occurs at a tempering temperature of 200 °C, in low-carbon steel – at a temperature of 500–650 °C. In a high-carbon steel skeleton, carbon stratification in the grain body is less pronounced. An increase in the strength of pseudo-alloys at tempering temperatures of 500–650 °C is associated with the formation of the  $\alpha'$ -phase, the precipitation of the  $Fe_3C$  carbide phase and the metastable  $Fe_2C$  phase in the iron phase, as well as the precipitation of dispersed phases  $Fe_4Cu_3$ ,  $Fe_4Cu_3$ ,  $\eta-Cu_6Sn_5$  and  $\delta-Cu_3Sn_8$  in the copper phase. Due to the precipitation of phases, the microhardness of the infiltrate in the form of copper in pseudo-alloys after tempering at 550 °C increased from 820–880 to 950–980 MPa, in the form of tin bronze – from 1450 to 1750 MPa. The use of heat treatment leads to an increase not only in the strength, but also in the tribotechnical properties of the pseudo-alloy: the friction coefficient of the pseudo-alloy with a frame of 80 % density made of FeC0.8 steel decreases to 0.008–0.009, the seizure pressure doubles and the wear resistance increases by more than 2.5 times.

**Keywords:** iron-based pseudo-alloy, infiltration, heat treatment, quenching, tempering, structure, phase composition, properties

**For citation:** Dyachkova L. N. Influence of heat treatment on the structure and properties of pseudo-alloy steel – copper alloy obtained by infiltration. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2021, vol. 67, no. 1, pp. 27–38 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2022-67-1-27-38>

**Введение.** В практике порошковой металлургии, так же как и в традиционной металлургии, для повышения механических свойств материалов применяются различные виды термической обработки. Возможность их использования для порошковых материалов основана на том, что спеченный материал содержит поры и компактную составляющую, в которой при нагреве и охлаждении совершаются превращения, аналогичные превращениям, происходящим в компактных материалах. В то же время наличие пор не позволяет полностью переносить закономерности тепловых процессов компактных сталей на порошковые. В компактных сталях температурные и кинетические условия протекания различных превращений зависят в основном от химического состава, в порошковых – дополнительно от пористости, химической и структурной неоднородности [1]. Неоднородность спеченных материалов приводит к формированию неоднородной структуры после термической обработки, в результате механические свойства не достигают значений, характерных для компактных сталей такого же состава [2–4]. Несоответствие свойств объясняется неполным растворением графита, неравномерностью структуры, наличием остаточной пористости.

Авторы [5] отмечают, что после термообработки в структуре низкоуглеродистой стали, содержащей 2,5 % меди и 1,5 % молибдена, образуются участки бейнита, троостита, пластинчатого и зернистого перлита, карбидные включения и поры. Наличие пор снижает прочность и теплопроводность спеченных материалов, что делает их чувствительными к тепловым ударам. Поры, являясь концентраторами напряжений, при резком охлаждении вызывают появление значительных неравномерно распределенных термических и фазовых напряжений, которые влияют на структуру материала и приводят к появлению трещин. Кроме того, вследствие пористости при нагреве порошковых материалов на воздухе происходит их окисление по всему объему. Для устранения пористости в железографитовой композиции предлагаются режим двойного спекания с подпрессовкой [6], холодное и горячее доуплотнение [7], различные методы пластической деформации [8], а также инфильтрация медными сплавами [9–11]. В свою очередь при термической обработке для предотвращения объемного окисления из-за наличия пор нагрев изделий производят в соляных ваннах с помощью токов высокой частоты [12] или в защитных атмосферах.

Метод инфильтрации железного каркаса медными сплавами позволяет не только практически исключить пористость, но и изменить химический состав и теплофизические свойства порошкового материала. Так, инфильтрация пористых каркасов на основе железа медным сплавом приводит к повышению теплопроводности с 46–48 до 78–82 Вт/м·К [10, 13].

Наличие в псевдосплаве основы из порошковой стали и фазы на основе меди позволяет применять термическую обработку и пластическую деформацию для повышения механических свойств [14–18], при этом наличие медной фазы в материале оказывает значительное влияние на формирование структуры в каркасе. При взаимодействии железного каркаса с медным сплавом возможно взаимодействие фаз с растворением, диффузией, полиморфными или структурными превращениями, появление новых межфазных поверхностей [19]. Эти процессы протекают относительно медленно, поэтому для их осуществления требуется изотермическая выдержка. Кроме того, поскольку в железный каркас для получения высокого комплекса механических и триботехнических свойств вводятся различные легирующие элементы и добавки, для их растворения и создания однородной структуры в каркасе также необходима изотермическая выдержка.

Режимы термической обработки железомедных псевдосплавов, получаемых инфильтрацией, существенно отличаются от режимов ТО компактных сталей (из-за наличия значительного количества фазы на основе меди и ее морфологии) и порошковых сталей (из-за невысокой, менее 5 %, пористости). В то же время имеющиеся в литературе сведения [9] подтверждают целесообразность применения для псевдосплавов термической обработки для повышения прочности.

Исследуя псевдосплавы на основе хромоникелевой стали, авторы [16] установили, что наличие меди не влияет на расположение С-образных кривых и замедляет распад аустенита лишь за счет заполнения пор и улучшения однородности структуры по легирующим элементам благодаря присутствию жидкой фазы на стадии спекания. Количество аустенита в псевдосплавах сталь–медь, закаленных от одной и той же температуры, согласно [20], зависит от двух факторов: химического состава и концентрационной неоднородности. В результате высокотемпературной закалки псевдосплава хромоникелевая сталь – медь образуется 50 % метастабильного аустенита [21].

*Целью настоящей работы* явилось исследование влияния термической обработки на формирование структуры и свойства псевдосплава порошковая углеродистая сталь – медный сплав, получаемого инфильтрацией.

**Методика исследований.** В качестве объекта исследования использовали псевдосплавы, изготавливаемые инфильтрацией медным сплавом спрессованных каркасов из порошковой углеродистой стали с 0,5; 1; 2 % графита.

Шихту на основе железа получали смешиванием в шаровом смесителе типа «пьяная бочка» в течение 1 ч исходных порошков железа, меди и графита в состоянии поставки со средним размером частиц соответственно 160, 70 и 20 мкм. Шихту прессовали до относительной плотности 75 и 85 %.

Для инфильтрации прессовок на основе железа в шаровом смесителе типа «пьяная бочка» в течение 1 ч готовили шихту на основе меди с добавкой 5 % олова и 1,5 % специальных добавок, обеспечивающих чистоту поверхности образцов после инфильтрации. Инфильтрацию осуществляли в атмосфере эндогаза при температуре 1120 °С.

Сложность термической обработки композиционных материалов заключается в необходимости совмещения режимов упрочнения всех составляющих материала. Для псевдосплавов эта задача особенно сложна, поскольку составляющие фазы (сталь и медный сплав) существенно отличаются по теплофизическим параметрам, полиморфным превращениям и имеют различные режимы термической обработки. Так, для оловянных бронз основным видом термической обработки является гомогенизация при температуре 700–750 °С с быстрым охлаждением и отжиг при температуре 550 °С [22], для сталей – закалка с температуры выше критической точки  $A_{c3}$  с последующим низким отпуском [23]. В железомедных материалах возможно дисперсионное твердение, происходящее в процессе медленного охлаждения с температуры максимального растворения меди в железе.

При выборе режимов термической обработки исследуемых псевдосплавов учитывали все вышеперечисленное.

Поскольку теплопроводность псевдосплавов, как уже было отмечено, больше, чем компактных и порошковых сталей, для предотвращения подстуживания при закалке температура нагрева составляла на 50–100 °С выше температуры, необходимой по диаграмме равновесного состояния. Исходя из этого температура закалки псевдосплавов составила 850 °С, что на 60–90 °С выше, чем необходимо для исследуемых материалов. Отпуск после закалки проводили при температурах 200, 300, 400, 500, 550, 600, 650, 700 °С в течение 1 ч, кроме того, при температурах отпуска 500–650 °С выполняли выдержку в течение 3 ч. После отпуска образцы охлаждали на воздухе до комнатной температуры. Поскольку псевдосплавы обладают повышенной коррозионной стойкостью, нагрев при термической обработке выполняли на воздухе в засыпке отработанного карбюризатора. Кроме закалки исследовали влияние отжига на свойства псевдосплава. Отжиг проводили при температуре 650–700 °С в течение 1 ч с охлаждением с печью.

Механические свойства оценивали при испытании на сжатие, трехточечный изгиб и по твердости. Испытания на сжатие и изгиб выполняли на испытательной машине Instron (Англия) со скоростью нагружения 2 мм/мин. Микротвердость фаз определяли на микротвердомере Akashy (Япония) при нагрузке 10 г – медная фаза и 50 г – фаза на основе железа, твердость – на твердомере по Виккерсу и по Бринеллю.

Структуру исследовали на металлографическом микроскопе MEF-3 (Австрия), а также электронном микроскопе Mira (Чехия) с приставкой INCA 350 фирмы Oxford Instruments (Великобритания), предназначенной для микрорентгеноспектрального анализа. Шлифы травили 4%-ным раствором пикриновой кислоты в этиловом спирте. Фазовый состав определяли на установке ДРОН-3,0 в интервале углов  $2\theta$  от 40 до 120° в  $CuK_{\alpha}$ -излучении.

Твердость по Бринеллю определяли при нагрузке 187,5 Н и диаметре шарика 2,5 мм.

**Результаты исследований.** Анализ результатов испытаний псевдосплавов после различных режимов термической обработки выявил, что прочность повышается в 1,3–1,8 раза в зависимости от состава и исходной плотности стального каркаса. Несмотря на значительное превышение температуры нагрева под закалку, роста зерна не наблюдается. Это связано с тем, что в порошковых сталях в силу их строения собирательная рекристаллизация замедлена, у них низкая склонность к росту зерна, то есть они являются наследственно мелкозернистыми. Это обстоятельство позволяет избежать роста зерна в порошковых сталях при нагреве до более высокой температуры по сравнению с обычно применяемой для данного состава компактной стали, а также при длительных выдержках.

Влияние температуры отпуска на свойства псевдосплавов зависит от содержания углерода в каркасе. В псевдосплавах с каркасом из низкоуглеродистой и среднеуглеродистой стали повышение температуры отпуска с 200 по 550 °С, в отличие от компактных и порошковых сталей, приводит к увеличению прочности и твердости (табл. 1) независимо от содержания медной фазы.

Зависимость предела прочности при изгибе и твердости по Бринеллю от температуры отпуска псевдосплава с каркасом из стали ПК80, инфильтрированным медно-оловянным сплавом, представлена на рис. 1. Характер зависимости прочности от температуры отпуска, в отличие от твердости, являющейся структурно менее чувствительной характеристикой, у псевдосплавов с исходной плотностью каркаса 75 и 85 % несколько отличается, что связано с объемом медной фазы в материале и происходящими в ней превращениями.

Повышение твердости и незначительное повышение прочности псевдосплава после отпуска при 200 °С объясняется, согласно рентгенофазовому анализу, образованием мартенсита отпуска. Некоторое снижение прочности псевдосплава после отпуска при 300–400 °С обусловлено отпускной хрупкостью порошкового стального каркаса [24].

Повышение прочности псевдосплавов при температурах отпуска 500–650 °С связано с дальнейшим распадом остаточного аустенита и превращением его в  $\alpha'$ -железо (мартенсит), выпадением карбидной фазы  $Fe_3C$  и метастабильной фазы  $Fe_2C$  (табл. 2). Точное определение количества аустенита в псевдосплаве технически затруднено из-за совпадения на рентгенограммах пиков меди и аустенита. С повышением температуры отпуска с 500 по 600 °С прочность и твердость псевдо-

Т а б л и ц а 1. Влияние режимов термической обработки на предел прочности при сжатии, МПа (числитель) и твердость HV (знаменатель) псевдосплавов сталь – медный сплав, полученных инфильтрацией

Table 1. Influence of heat treatment regimes on ultimate strength in compression, MPa (numerator) and hardness HV (denominator) of steel – copper alloy pseudo-alloys obtained by infiltration

Состав псевдосплава	Относительная плотность каркаса, %	Режим термической обработки			
		закалка, отпуск 200 °С	закалка, отпуск 550 °С	закалка, отпуск 700 °С	отжиг 700 °С
ПК40, инфильтрация медью	75	$\frac{2900}{1300-1350}$	$\frac{5600}{2760-2910}$	–	–
	85	$\frac{3640}{2730-3480}$	$\frac{6700}{3300-3900}$	$\frac{6700}{3560}$	$\frac{2200}{1250-1270}$
ПК80, инфильтрация медью	75	$\frac{5100}{2970-3100}$	$\frac{7400}{3500-3780}$	–	$\frac{2980}{1720-1980}$
	85	$\frac{5860}{3340-3730}$	$\frac{8670}{3500-4260}$	$\frac{8970}{4980}$	$\frac{4920}{2340-2760}$
ПК80, инфильтрация медно-оловянным сплавом	75	$\frac{5850}{4070-5910}$	$\frac{7900}{4130-4800}$	–	$\frac{5730}{2390-2510}$
	85	$\frac{7150}{4320-4390}$	$\frac{9700}{4130-4900}$	–	$\frac{5710}{2240-2320}$
ЖГр2, инфильтрация медью	75	$\frac{10\,600}{4980-5710}$	$\frac{7640}{3500-3900}$	–	$\frac{6620}{3130-3780}$
	85	$\frac{12\,330}{5710-5810}$	$\frac{8560}{3500-4000}$	$\frac{4100}{2370}$	$\frac{3980}{2290-2630}$

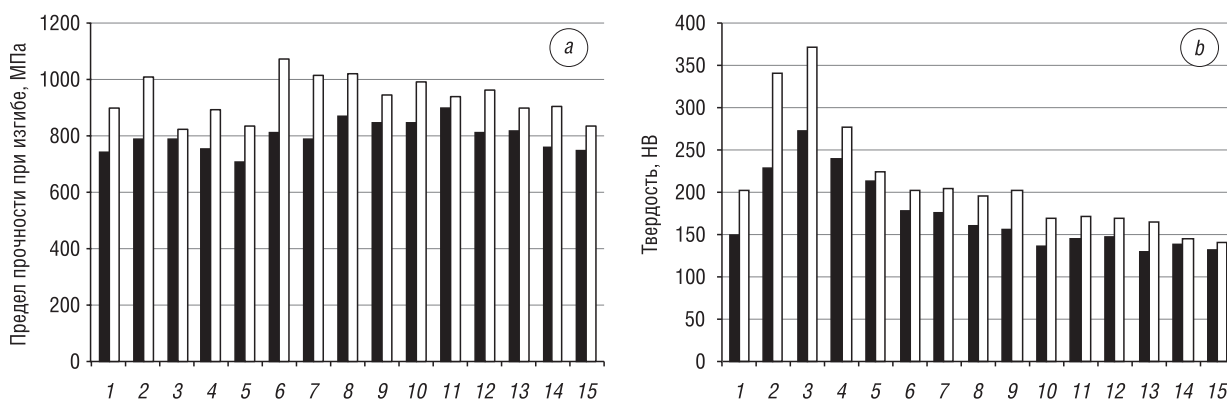


Рис. 1. Влияние режимов термообработки на предел прочности при изгибе (а) и твердость HB (b) псевдосплава с каркасом из стали ПК80, инфильтрированным медно-оловянным сплавом: ■ – плотность каркаса 75 %; □ – плотность каркаса 85 %; 1 – пропитка; 2 – закалка; 3 – отпуск 200 °С; 4 – отпуск 300 °С; 5 – отпуск 400 °С; 6 – отпуск 500 °С, 1 ч; 7 – отпуск 500 °С, 3 ч; 8 – отпуск 550 °С, 1 ч; 9 – отпуск 550 °С, 3 ч; 10 – отпуск 600 °С, 1 ч; 11 – отпуск 600 °С, 3 ч; 12 – отпуск 650 °С, 1 ч; 13 – отпуск 650 °С, 3 ч; 14 – отпуск 700 °С, 1 ч; 15 – отпуск 700 °С, 3 ч

Fig. 1. Influence of heat treatment modes on the bending strength (a) and hardness HB (b) of a pseudo-alloy with a frame made of FeC0.8 steel infiltrated with a copper-tin alloy: ■ – frame density 75 %; □ – frame density 85 %; 1 – impregnation; 2 – hardening; 3 – tempering 200 °C; 4 – tempering 300 °C; 5 – tempering 400 °C; 6 – tempering 500 °C, 1 h; 7 – tempering 500 °C, 3 h; 8 – tempering 550 °C, 1 h; 9 – tempering 550 °C, 3 h; 10 – tempering 600 °C, 1 h; 11 – tempering 600 °C, 3 h; 12 – tempering 650 °C, 1 h; 13 – tempering 650 °C, 3 h; 14 – tempering 700 °C, 1 h; 15 – tempering 700 °C, 3 h

сплава с исходной плотностью каркаса 75 % повышается в большей степени; возрастает она также с увеличением времени выдержки при температуре 600 °С. Повышается также и микротвердость медной фазы в псевдосплавах. Так, после отпуска при 550 °С микротвердость повысилась с 820–880 по 950–980 МПа, инфильтрата в виде оловянной бронзы – с 1450 по 1750 МПа. Это объясняется процессами старения в медной фазе – выделением дисперсных фаз Fe<sub>4</sub>Cu<sub>3</sub>, η-Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> и δ-Cu<sub>3</sub>Sn<sub>8</sub> (табл. 2), а также изменением структуры – перераспределением углерода в железной фазе.

Необходимо отметить, что в отличие от сталей, в которых метастабильный ε-карбид (Fe<sub>2</sub>C) выделяется, начиная с температуры отпуска 100 °С, после образования сегрегаций углерода на структурных несовершенствах в решетке мартенсита, в псевдосплавах его выделение наблюдается только при 550 °С. Это говорит о замедлении диффузионных процессов углерода под воздействием меди.

Проведенное исследование структуры материала после инфильтрации показало, что она состоит из частиц стальной основы и медной фазы, расположенной дискретно по границам и в стыках частиц. При инфильтрации неспеченного каркаса и последующей изотермической выдержке формируется неоднородное распределение углерода, меди и олова по объему частиц железной фазы. В приграничных с медной фазой областях содержание углерода меньше, чем в центре (рис. 2, а). Это влияет на процессы формирования структуры при термической обработке. В центре частиц каркаса аустенизация происходит быстрее, чем в приграничной области.

Т а б л и ц а 2. Зависимость фазового состава псевдосплава с каркасом из стали ПК80, инфильтрированным медно-оловянным сплавом, от режимов термической обработки

T a b l e 2. Dependence of the phase composition of a pseudo-alloy with a skeleton made of FeC0.8 steel infiltrated with a copper-tin alloy on the heat treatment regimes

Режим термообработки	α'-Fe (мартенсит закалки)	α-Fe (мартенсит отпуска)	γ-Fe	Fe <sub>3</sub> C	Fe <sub>2</sub> C	Fe <sub>4</sub> Cu <sub>3</sub>	α-(Cu, Sn)	η-Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>	δ-Cu <sub>3</sub> Sn <sub>8</sub>
Закалка	21	35	12	13	–	–	14	–	5
Отпуск 200 °С	15	29	8	20	–	–	25	–	3
Отпуск 550 °С, 1 ч	12	42	5	15	6	4	13	3	–
Отпуск 550 °С, 3 ч	13	50	3	12	1	2	14	5	–
Отпуск 650 °С, 1 ч	12	54	–	11	3	–	18	–	2
Отпуск 650 °С, 3 ч	10	50	–	10	–	5	22	–	3

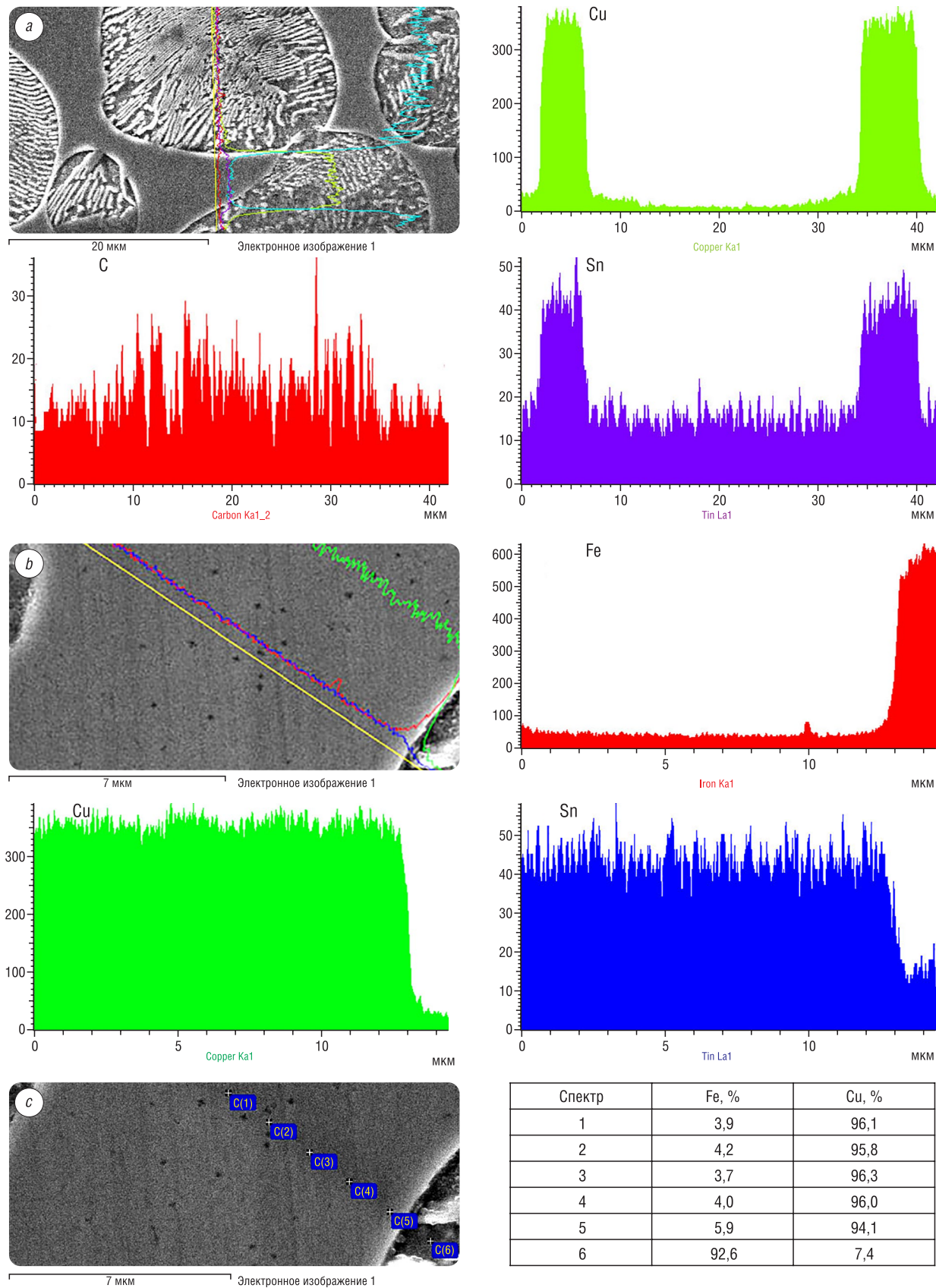


Рис. 2. Структура и состав железной и медной фаз в псевдосплаве с каркасом из стали ПК50, инфильтрированным оловянистой бронзой и распределение элементов в них: *a* – железная фаза; *b*, *c* – медная фаза; *c* – точечный анализ  
 Fig. 2. The structure and composition of the iron and copper phases in a pseudo-alloy with a skeleton made of FeC0.5 steel infiltrated with tin bronze and the distribution of elements in them: *a* – iron phase; *b*, *c* – copper phase; *c* – point analysis

В медной фазе также отмечается неравномерное распределение железа (рис. 2, *b*). Согласно точечному анализу (рис. 2, *c*), содержание железа в центре фазы составляет 3,7–4,2 %, на границе с железной фазой – 5,9 %.

В процессе выдержки при отпуске также происходит перераспределение углерода в железной фазе. В структуре каркаса из низкоуглеродистой стали после отпуска при 200 °С неоднородность по углероду менее выражена (рис. 3, *a*). С повышением температуры отпуска диффузия углерода в сторону дефектного приграничного слоя усиливается, поэтому наблюдается образование структуры с различным содержанием углерода в приграничной области – «корковая» структура (рис. 3, *b*), когда содержание в приграничной области углерода больше, чем в центре частицы.

Исследование фрактограмм разрушения псевдосплава с каркасом из порошковой стали ПК40 (рис. 4) подтвердило образование «корковой» структуры в частице железной фазы после отпуска. В центре частицы наблюдаются неглубокие ямки, по границе частицы – фасетки, что говорит о более вязком разрушении благодаря меньшему содержанию углерода в центре частицы и квазихрупком разрушении по границе частицы.

В псевдосплаве с каркасом из среднеуглеродистой стали образование «корковой» структуры в зернах наблюдается уже при температуре отпуска 200 °С (рис. 5, *a*), вблизи границы частицы имеет место более травящаяся темная оторочка, на границе с медной фазой – более светлая оторочка, а в теле зерна – крупные цементитные пластины. На границе частиц железной фазы с медной фазой содержание углерода меньше, чем в оторочке, из-за замедления диффузии углерода в железо в присутствии меди. Межчастичная диффузия углерода подавлена барьерным слоем медной фазы, поэтому выравнивания содержания углерода не происходит. С повышением температуры отпуска наблюдается сфероидизация цементитных пластин (рис. 5, *b*), которые при большой температуре отпуска коагулируют (рис. 5, *c*), при этом мартенсит отпуска переходит в троостосорбит. Такие же процессы происходят и в порошковых сталях, однако стадия сфероидизации цементитных пластин происходит при температурах 350–400 °С [25].

Микротвердость в центре железных частиц после отпуска при 550 °С составляет 3030 МПа, оторочки – 4120 МПа; после

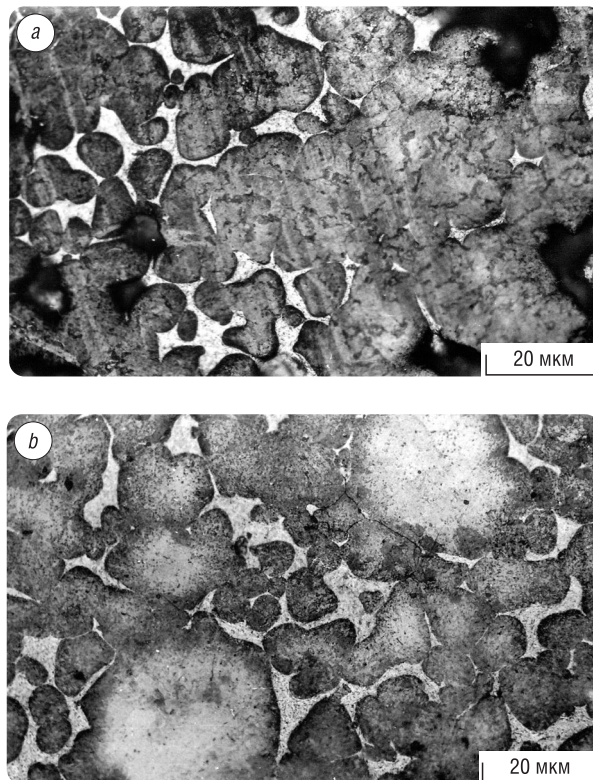


Рис. 3. Структура псевдосплава с каркасом из стали ПК50, инфильтрированным медью, после закалки и отпуска: *a* – 200 °С; *b* – 550 °С

Fig. 3. The structure of a pseudo-alloy with a skeleton made of FeC0.5 steel infiltrated with copper, after quenching and tempering: *a* – 200 °С; *b* – 550 °С

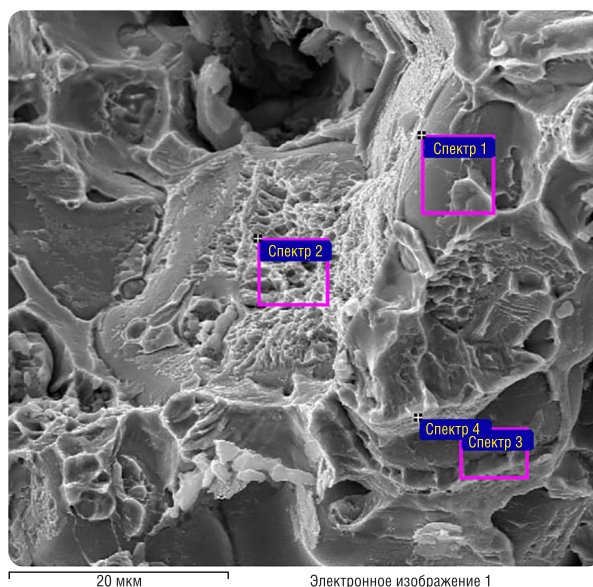


Рис. 4. Фрактограмма излома псевдосплава сталь ПК50–медно-оловянный сплав, полученного инфильтрацией, после закалки и отпуска при 550 °С

Fig. 4. Fractogram of the fracture of a pseudo-alloy with a skeleton made of FeC0.5 steel infiltrated with a copper-tin alloy, after quenching and tempering at 550 °С

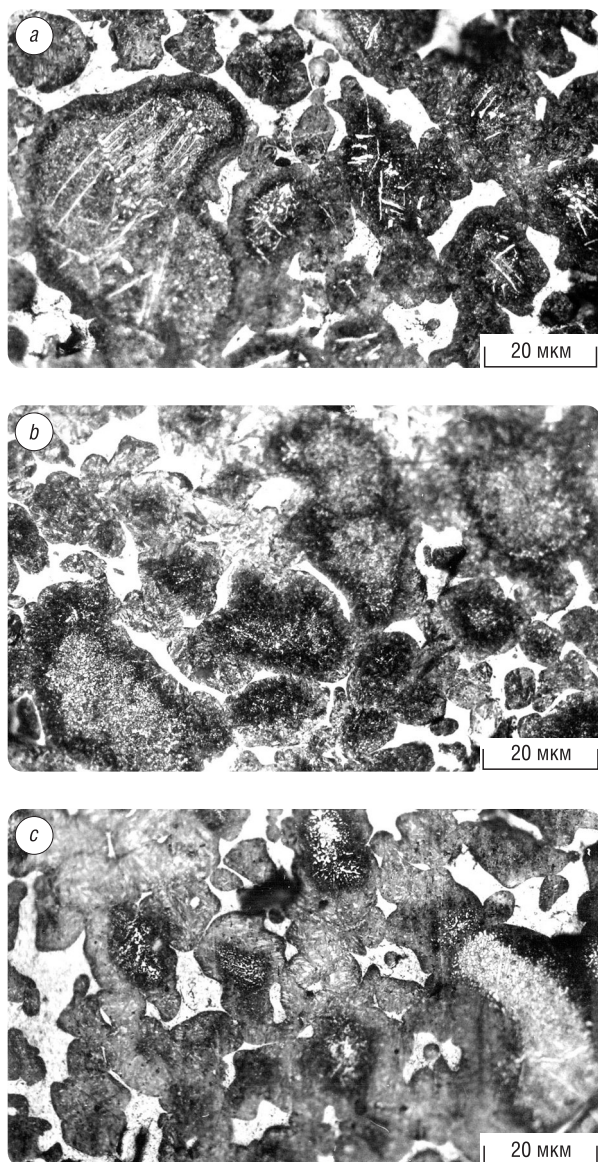


Рис. 5. Структура псевдосплава с каркасом из стали ПК80, инфильтрованным медью, после закалки и отпуска: *a* – 200 °C, *b* – 550 °C, *c* – 650 °C

Fig. 5. The structure of a pseudo-alloy with a skeleton made of FeC0.8 steel infiltrated with copper, after quenching and tempering: *a* – 200 °C, *b* – 550 °C, *c* – 650 °C

отпуска при 700 °C – соответственно 1480 и 4730 МПа, что говорит о большом содержании углерода и дисперсионном твердении.

Таким образом, создается композиционное строение зерна в каркасе: в сердцевине зерна структура троостосорбит, вблизи границы оторочка из этой же фазы, но с большим содержанием углерода, по границе зерна – твердый раствор меди в железе.

В каркасе из высокоуглеродистой стали расщепление по углероду в теле зерна менее выражено (рис. 6). После отпуска при температуре 200 °C отмечается большое количество мелких цементитных выделений в приграничной области и крупные цементитные пластины – в центре зерна (рис. 6, *a*). С повышением температуры отпуска за счет сегрегации углерода при распаде мартенсита наряду со сфероидизацией и коагуляцией мелких выделений цементита происходит рост и утолщение цементитных пластин (рис. 6, *b*), что приводит к снижению прочности псевдосплава (см. табл. 1).

Таким образом, как установлено в работе, композиционное строение частиц в каркасе вследствие различного содержания углерода и меди, дисперсионное твердение в приграничной с медной фазой области в стальном зерне, образование троостосорбита в сердцевине стального зерна, а также дисперсионное твердение медной фазы за счет нановыделений соединений меди с железом и оловом после закалки и высокотемпературного отпуска (см. табл. 2) приводит к существенному повышению прочности (см. табл. 1, рис. 1) и триботехнических свойств псевдосплава (рис. 7, табл. 3). Коэффициент трения псевдосплава с каркасом плотностью 80 % из стали ПК80 составляет 0,008–0,009, предельное давление схватывания возрастает в 2 раза (рис. 7), более чем в 2,5 раза повышается износостойкость (табл. 3).

Т а б л и ц а 3. Износостойкость псевдосплава с каркасом из порошковой углеродистой стали, инфильтрованным медно-оловянным сплавом, после закалки и отпуска

T a b l e 3. Wear resistance of a pseudo-alloy with a skeleton made of powder carbon steel infiltrated with copper-tin alloy, after quenching and tempering

Состав каркаса, %	Температура отпуска, °C	Интенсивность изнашивания · 10 <sup>-12</sup> ( <i>P</i> = 2,8 МПа, <i>V</i> = 4 м/с)
ПК80	Без термообработки	25,5
	200	12,2
	550	10,7
ЖГр2	200	9,6
	550	9,2



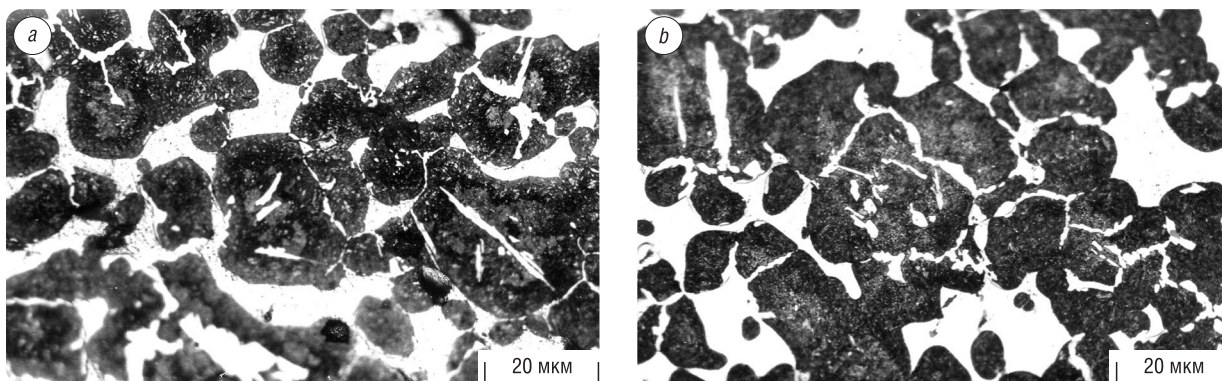


Рис. 6. Структура псевдосплава с каркасом плотностью 75 % из стали ЖГр2, инфильтрированным медью, после закалки и отпуска: *a* – 200 °С, *b* – 550 °С

Fig. 6. The structure of a pseudo-alloy with a skeleton with a density of 75 % made of steel FeGr2 infiltrated with copper, after quenching and tempering: *a* – 200 °C, *b* – 550 °C

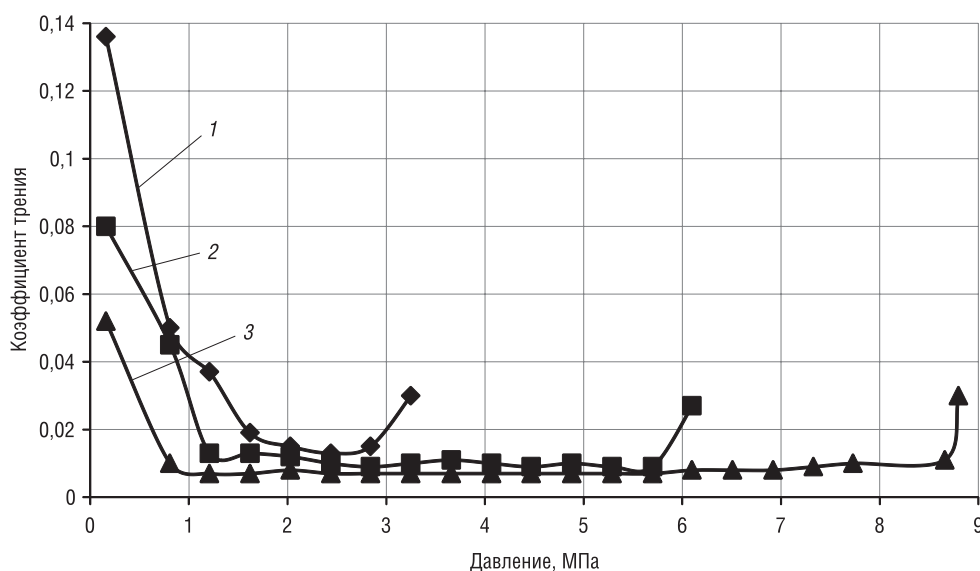


Рис. 7. Зависимость коэффициента трения псевдосплава с каркасом из стали ПК80 плотностью 80 % от состава инфильтрата и режимов обработки: кривые 1, 2 – инфильтрация медью; кривая 3 – инфильтрация сплавом медь – 5 % олова; кривая 1 – без термообработки; кривые 2, 3 – закалка и отпуск при 550 °С

Fig. 7. Dependence of coefficient of friction of a pseudo-alloy with a skeleton made of FeC0.8 steel with a density of 80 %, on the composition of the infiltrate and the processing regimes: curves 1, 2 – copper infiltration; curve 3 – infiltration with copper – 5 % tin alloy; curve 1 – without heat treatment; curves 2, 3 – quenching and tempering at 550 °C

При необходимости механической обработки изделия из псевдосплавов подвергают отжигу. С точки зрения прочностных свойств отжиг инфильтрированных материалов целесообразно проводить при температуре 650–700 °С, поскольку при этой температуре происходят более интенсивно диффузионные процессы, обеспечивающие выравнивание содержания меди в изделии. Кроме того, при этой температуре имеет место старение в медной фазе. В связи с этим отжиг в работе проводили при температуре 600–700 °С.

Как было установлено, прочность псевдосплавов после отжига при 700 °С ниже, чем после закалки и высокотемпературного отпуска при 700 °С, но достаточно высокая благодаря процессам старения в медной фазе и дисперсионного твердения в стальной (см. табл. 1).

ДюрOMETрический анализ псевдосплавов после отжига показал, что стальная фаза имеет микротвердость 2300–2900 МПа в зависимости от содержания углерода в стали. При этом твердость псевдосплавов с каркасом из среднеуглеродистой и высокоуглеродистой сталей при температуре

отжига 600 °С составляет 1970–2290 МПа, а при 700 °С – 1400–1700 МПа. Структура стальной фазы и в высокоуглеродистом, и в среднеуглеродистом каркасе после отжига представляет собой сочетание пластинчатого и зернистого перлита (рис. 8).

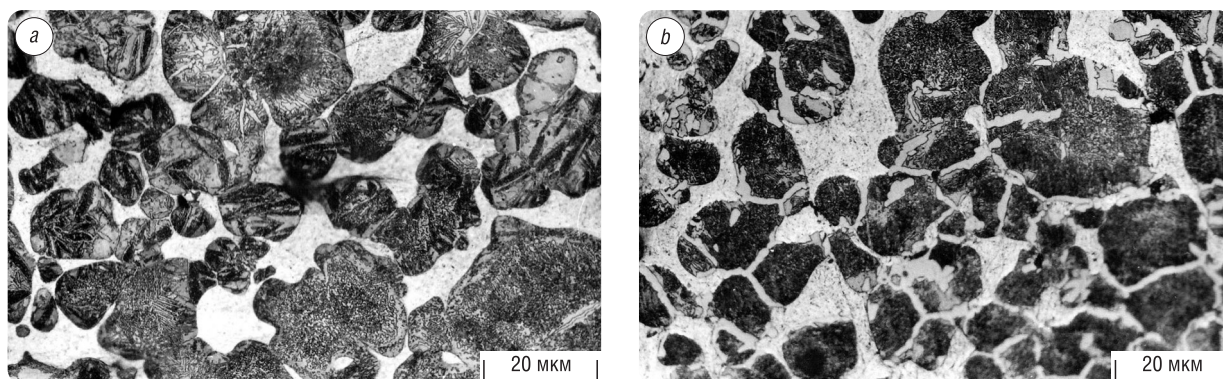


Рис. 8. Структура псевдосплава с каркасом, инфильтрованным медью, после отжига при 700 °С: *a* – каркас из стали ПК80, *b* – каркас из стали ЖГр2

Fig. 8. Structure of a pseudo-alloy with a copper-infiltrated skeleton after annealing at 700 °С: *a* – a skeleton made of FeC0.8 steel, *b* – skeleton made of FeGr2 steel

**Заключение.** Исследовано влияние режимов термической обработки на изменение структуры и свойств псевдосплавов сталь – медный сплав, получаемых инфильтрацией. Показано, что в зависимости от состава и исходной плотности стального каркаса прочность материала повышается в 1,3–1,8 раза. Эффект упрочнения реализуется при содержании углерода в стальном каркасе 0,3–1,5 % и достигается вследствие изменения структуры и фазового состава стальной основы и медной фазы. После инфильтрации материал состоит из частиц стальной основы и медной фазы, расположенной дискретно по границам и в стыках частиц. При инфильтрации неспеченного каркаса и последующей изотермической выдержке формируется неоднородное распределение углерода, меди и олова по объему частиц фазы на основе железа (в приграничных с медной фазой областях содержание углерода меньше, чем в центре) и неравномерное распределение железа в медной фазе (содержание железа в центре фазы составляет 3,7–4,2 %, на границе с железной фазой – 5,9 %).

В процессе выдержки при отпуске происходит перераспределение углерода в железной фазе, образование «корковой» структуры, которая более выражена в псевдосплаве с каркасом из среднеуглеродистой стали. В псевдосплаве с каркасом из среднеуглеродистой стали образование «корковой» структуры в зернах наблюдается при температуре отпуска 200 °С, из низкоуглеродистой – при температуре 500–650 °С. Микротвердость в центре железных частиц после отпуска при 550 °С составляет 3030 МПа, оторочки – 4120 МПа; после отпуска при 700 °С – 1480 и 4730 МПа соответственно. В каркасе из высокоуглеродистой стали расслоение по углероду в теле зерна менее выражено. При температуре отпуска 200 °С отмечаются большое количество мелких цементитных выделений в приграничной с медной фазой области и крупные цементитные пластины в центре зерна, при больших температурах отпуска наряду со сфероидизацией и коагуляцией мелких выделений цементита наблюдаются рост и утолщение цементитных пластин.

Повышение прочности псевдосплавов при температурах отпуска 500–650 °С связано с образованием  $\alpha'$ -фазы, выпадением карбидной фазы  $Fe_3C$  и метастабильной фазы  $Fe_2C$  в железной фазе, а также выделением дисперсных фаз  $Fe_4Cu_3$ ,  $\eta-Cu_6Sn_5$  и  $\delta-Cu_3Sn_8$  в медной фазе, благодаря чему микротвердость инфильтрата в виде меди в псевдосплавах после отпуска при 550 °С повысилась с 820–880 по 950–980 МПа, в виде оловянной бронзы – с 1450 по 1750 МПа.

Применение термической обработки приводит к повышению не только прочности, но и триботехнических свойств псевдосплава: коэффициент трения псевдосплава с каркасом плотностью 80 % из стали ПК80 снижается до 0,008–0,009, предельное давление схватывания возрастает в 2 раза и более чем в 2,5 раза повышается износостойкость.

## Список использованных источников

1. Ермаков, С. С. Порошковые стали и изделия / С. С. Ермаков, Н. Ф. Вязников. – М.: Машиностроение, 1990. – 319 с.
2. Шатт, В. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / В. Шатт. – М.: Металлургия, 1983. – 520 с.
3. Гуревич, Ю. Г. Термическая обработка порошковых сталей / Ю. Г. Гуревич, В. И. Рахманов. – М.: Металлургия, 1985. – 80 с.
4. Гревнов, Л. М. Некоторые особенности термической обработки спеченных пористых сталей / Л. М. Гревнов // Порошковая металлургия. – 1998. – № 11/12. – С. 16–19.
5. Некоторые особенности термической обработки порошковых материалов на основе железа / Н. Г. Крашенинников [и др.] // Вестн. Казан. технол. ун-та. – 2013. – Т. 16, № 21. – С. 128–130.
6. Влияние термической обработки на изменение механических свойств металлокерамической композиции на основе железа / А. В. Людаговский [и др.] // Вестн. МГСУ. – 2013. – № 6. – С. 117–122.
7. Павлов, В. А. Перспективные технологические процессы порошковой металлургии / В. А. Павлов, А. П. Ляшенко, М. И. Носенко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 1. – С. 30–33
8. Исследование уплотнения при деформации пористых материалов / Н. А. Шестаков [и др.] // Изв. Тул. госуд. ун-та. Техн. науки. – 2011. – Вып. 3. – С. 440–448.
9. Тучинский, Л. И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки / Л. И. Тучинский. – М.: Металлургия, 1986. – 208 с.
10. Дьячкова, Л. Н. Исследование влияния методов получения на структуру и свойства инфильтрованного материала на основе железа / Л. Н. Дьячкова // Материалы, технологии, инструменты. – 2007. – Т. 12, № 2. – С. 60–63.
11. Pelletiers, T. W. Copper-Infiltrated Steels / T. W. Pelletiers, W. K. Daye // ASM Handbook. – ASM International, Materials Park, OH, 1998. – Vol. 7: Powder Metallurgy / eds.: P. Samal, E. Klar. – P. 326–330. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v07.a0006076>
12. Термообработка порошковых сталей / С. И. Богодухов [и др.] // Вестн. ОГУ. – 2004. – № 5. – С. 150–153.
13. Теплофизические свойства псевдосплава железо-медь / С. В. Демидков [и др.] // Порошковая металлургия. – 1992. – № 10. – С. 38–42.
14. Особенности текстурирования при холодной прокатке псевдосплавов / Р. В. Минакова [и др.] // Порошковая металлургия. – 2000. – № 1/2. – С. 88–96.
15. Влияние инфильтрации и горячей штамповки на свойства порошковых железо-медных материалов: компьютерное моделирование и эксперимент / Л. Н. Дьячкова [и др.] // Новейшие технологии в порошковой металлургии и керамике: материалы Междунар. конф., Киев, 8–12 сент. 2003 г. – Киев, 2003. – С. 152–153.
16. Смышляева, Т. В. Изотермический распад переохлажденного аустенита в псевдосплавах хромоникелевая сталь-медь / Т. В. Смышляева, А. А. Шацов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – № 1. – С. 11–14.
17. Гуревич, Ю. Г. Кинетика превращения аустенита в порошковой стали ЖГр1Д3 до и после пропитки медью / Ю. Г. Гуревич, А. Г. Ивашко, И. Ф. Паньшин // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1985. – № 11. – С. 139–140.
18. Дьячкова, Л. Н. Влияние термической обработки на структуру и свойства инфильтрованных материалов на основе порошковых углеродистых сталей / Л. Н. Дьячкова, Л. Ф. Керженцева // Перспективы развития поверхностного и объемного упрочнения сплавов. – Минск: БНТУ, 2004. – С. 161–164.
19. Дьячкова, Л. Н. Закономерности формирования структуры псевдосплавов системы порошковая сталь – медный сплав, получаемых инфильтрацией / Л. Н. Дьячкова, П. А. Витязь // Доклады Нац. акад. наук Беларуси. – 2012. – Т. 56, № 5. – С. 106–114.
20. Шацов, А. А. Особенности структуры метастабильных псевдосплавов «сталь – медь» / А. А. Шацов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 6. – С. 21–24.
21. Маликов, Л. С. Использование принципа получения метастабильного аустенита, регулирования его количества и стабильности при разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих обработок / Л. С. Маликов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1996. – № 2. – С. 35–39.
22. Колачев, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, В. А. Ливанов. – М.: Металлургия, 1981. – 416 с.
23. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
24. Hendrickson, A. A. Impact forging of sintered steel performs / A. A. Hendrickson, P. M. Machmeier, D. W. Smith // Powder Metallurgy. – 2000. – Vol. 43, № 4. – P. 327–344.

## References

1. Ermakov S. S. *Powder Steels and Products*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990. 319 p. (in Russian).
2. Shutt V. *Powder metallurgy. Sintered and Composite Materials*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 520 p. (in Russian).
3. Gurevich Yu. G., Rakhmanov V. I. *Heat Treatment of Powder Steels*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 80 p. (in Russian).
4. Grevnov L. M. Some features of heat treatment of sintered porous steels. *Poroshkovaya metallurgiya = Powder Metallurgy*, 1998, no. 11–12, pp. 16–19 (in Russian).
5. Krasheninnikov N. G., Kapranov V. I., Alibekov S. Ya., Salmanov R. S. Some features of heat treatment of iron-based powder materials. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta* [Bulletin of Kazan Technological University], 2013, vol. 16, no. 21, pp. 128–130 (in Russian).

6. Lyudagovsky A. V., Kosmodamiansky A. S., Polyakova M. A., Krasnov Yu. I. Influence of heat treatment on the change in mechanical properties of cermet composition based on iron. *Vestnik MGSU = Monthly Journal on Construction Architecture*, 2013, no. 6, pp. 117–122 (in Russian).
7. Pavlov V. A., Lyashenko A. P., Nosenko M. I. Promising technological processes of powder metallurgy. *Novi materiali v metalurgii ta mashinobuduvanni = New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*, 2008, no. 1, pp. 30–33 (in Russian).
8. Shestakov N. A., Subich V. N., Maksimenko A. E., Lysyuk M. V. Study of compaction during deformation of porous materials. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki = Izvestiya Tula State University. Technical Science*, 2011, no. 3, pp. 440–448 (in Russian).
9. Tuchinsky L. I. *Composite Materials Obtained by the Impregnation Method*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 208 p. (in Russian).
10. Dyachkova L. N. Investigation of the influence of production methods on the structure and properties of an infiltrated material based on iron. *Materialy, tekhnologii, instrumenty [Materials, Technologies, Tools]*, 2007, vol. 12, no. 2, pp. 60–63 (in Russian).
11. Pelletiers T. W., Daye W. K. Copper-Infiltrated Steels. Samal P., Klar E. (eds.) *ASM Handbook. Vol. 7: Powder Metallurgy*. ASM International, Materials Park, OH, 1998, pp. 326–330. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v07.a0006076>
12. Bogodukhov S. I., Proskurin A. D., Kozik E. S., Sheinin B. M. Heat treatment of powder steels. *Vestnik OGU = Bulletin of the Orenburg State University*, 2004, no. 5, pp. 150–153 (in Russian).
13. Demidkov S. V., Dyachkova L. N., Zvonarev E. V. Thermophysical properties of pseudo-alloy iron-copper. *Poroshkovaya metallurgiya = Powder Metallurgy*, 1992, no. 10, pp. 38–42 (in Russian).
14. Minakova R. V., Rachek A. P., Kryachko L. A. [et al.]. Features of texturing during cold rolling of pseudoalloys. *Poroshkovaya metallurgiya = Powder Metallurgy*, 2000, no. 1–2, pp. 88–96 (in Russian).
15. Dyachkova L. N., Gorokhov V. M., Zvonarev E. V. [et al.]. Influence of infiltration and hot stamping on the properties of powder iron-copper materials: computer modeling and experiment. *Noveishie tekhnologii v poroshkovoi metallurgii i keramike: materialy Mezhdunarodnoi konferentsii, Kiev, 8–12 sentyabrya 2003 g. [Newest Technologies in Powder Metallurgy and Ceramics: Materials of the International Conference, Kiev, Ukraine, September 8–12, 2003]*. Kiev, 2003, pp. 152–153 (in Russian).
16. Smyshlyaeva T. V., Shatsov A. A. Isothermal decomposition of supercooled austenite in pseudoalloys of chromium-nickel steel-copper. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov [Metallurgy and Heat Treatment of Metals]*, 2000, no. 1, pp. 11–14 (in Russian).
17. Gurevich Yu. G., Ivashko A. G., Panshin I. F. Kinetics of austenite transformation in powder steel FeGr1Cu3 before and after copper impregnation. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 1985, no. 11, pp. 139–140 (in Russian).
18. Dyachkova L. N., Kerzhentseva L. F. Influence of heat treatment on the structure and properties of infiltrated materials based on powder carbon steels. *Prospects for the Development of Surface and Volumetric Hardening of Alloys*. Minsk, Belarusian National Technical University, 2004, pp. 161–164 (in Russian).
19. Dyachkova L. N., Vityaz P. A. Patterns of the formation of the structure of pseudoalloys of the powder steel – copper alloy system obtained by infiltration. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2012, vol. 6, no. 5, pp. 106–114 (in Russian).
20. Shatsov A. A. Features of the structure of metastable pseudoalloys “steel – copper” *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov [Metallurgy and Heat Treatment of Metals]*, 2007, no. 6, pp. 21–24 (in Russian).
21. Malikov L. S. Using the principle of obtaining metastable austenite, regulating its amount and stability in the development of economically alloyed alloys and hardening treatments. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov [Metallurgy and Heat Treatment of Metals]*, 1996, no. 2, pp. 35–39 (in Russian).
22. Kolachev B. A., Livanov V. A. *Metallurgy and Heat Treatment of Non-Ferrous Metals and Alloys*. Moscow. Metallurgiya Publ., 1981. 416 p. (in Russian).
23. Novikov I. I. *Theory of Heat Treatment of Metals*. Moscow. Metallurgiya Publ., 1986. 480 p. (in Russian).
24. Hendrickson A. A., Machmeier P. M., Smith D. W. Impact forging of sintered steel performs. *Powder Metallurgy*, 2000, vol. 43, no. 4, pp. 327–344.

### Информация об авторе

Дьячкова Лариса Николаевна – доктор технических наук, доцент, заведующий лабораторией, Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). <https://orcid.org/0000-0003-1850-6221>. E-mail: [dyachkova@tut.by](mailto:dyachkova@tut.by)

### Information about the author

Larisa N. Dyachkova – D. Sc. (Engineering), Associate Professor, Head of the Laboratory, Academician O. V. Roman Powder Metallurgy Institute (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). <https://orcid.org/0000-0003-1850-6221>. E-mail: [dyachkova@tut.by](mailto:dyachkova@tut.by)