

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.35'5'4

К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ НАГРЕВА ДВУХФАЗНЫХ  
ЛЕГИРОВАННЫХ ЛАТУНЕЙ НА ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ  
ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ

© 2024 г. А. В. Святкин<sup>а</sup>, \*, А. М. Гнусина<sup>а</sup>, Н. Н. Грызунова<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Тольяттинский государственный университет, ул. Белорусская, 14, Тольятти, 445020 Россия

\*e-mail: astgl@mail.ru

Поступила в редакцию 23.11.2023 г.

После доработки 19.12.2023 г.

Принята к публикации 17.01.2024 г.

Изучено изменение морфологии интерметаллидов при нагреве двухфазной легированной латуни в диапазоне температур горячей деформации. Установлено, что при нагреве происходит перераспределение элементов между силицидами и матричным раствором, которое в температурном интервале 750–830°C приводит к отслоению поверхности силицидов и потере когерентности.

*Ключевые слова:* сплав с интерметаллидным упрочнением, двухфазная латунь, силицидные включения, деструкция силицидов, потеря когерентности, связность элементов включений

DOI: 10.31857/S0015323024060058, EDN: WRADOV

ВВЕДЕНИЕ

Увеличение удельных нагрузок (тепловых и механических) в узлах трения машин и механизмов, приводит к необходимости использовать для особо нагруженных деталей специальные сложнолегированные двухфазные латуни. Эти сплавы имеют необходимый уровень не только механических, но и специальных свойств (стойкость к коррозии, износостойкость и др.). Однако существенным недостатком таких сплавов является их склонность к растрескиванию при горячей штамповке. Поэтому вопрос о причинах образования трещин в процессе горячей деформации двухфазных латуней является одним из самых актуальных [1–5]. Известно, что наибольшей склонностью к растрескиванию обладают двухфазные латуни с наличием третьей фазы в виде интерметаллидов [6–8] или свинца [9, 10]. Возросшая в последние годы доступность электронной микроскопии позволила значительно расширить представления о процессах, способствующих разрушению двухфазных латуней. Так, в работах [8, 11, 12] методами электронной микроскопии были исследованы фрактографические особенности строения изломов штампованных латунных заготовок, разрушенных в процессе формообразования. Заметим, что практически во всех случаях речь идет не столь-

ко о недостатке прочностных характеристик сплавов при температуре деформации, сколько именно о хрупком разрушении, полученном при температурах горячей деформации. Несмотря на то, что среднетемпературное охрупчивание сплавов на основе меди характерно для интервала 300–600°C, в исследуемых сплавах [2, 7, 8] проблема хрупкого разрушения возникает и в более высоком диапазоне температур, в интервалах (как принято считать) оптимальных для горячей деформации.

В работах [6, 13] обозначена одна из причин растрескивания сложнолегированных латуней: наличие неметаллических включений (оксидов, сульфидов), завышенное количество силицидов, примесей на границах  $\beta'$ - зерен.

В работе [2] был проведен анализ влияния силицидов в поверхностных слоях изломов на разрушение латуни ЛМцАЖН в ходе горячей штамповки при температурах 780 и 700°C. Отмечено, что одной из причин разрушения колец синхронизаторов из латуни этой марки, является наличие силицидов в поверхностном слое излома, а также было установлено снижение уровня дефектности по трещинам с 21% до 3% при снижении температуры штамповки с 780 до 700°C

Наблюдение за промышленными партиями многокомпонентных латуней ЛМцАЖН и ЛМцАЖКС [6] показало, что трубы с крупными

интерметаллидами склонны к растрескиванию при правке. Однако интерметаллиды, имеющие форму игл или пластин длиной 2–20 мкм, придают деталям из латуни ЛМцАЖКС наибольшую износостойкость. В следующих работах было изучено сопротивление деформации структурных составляющих в высоколегированной латуни [14], исследованы пластическая деформация [15] и влияние содержания железа на состав и морфологию силицидов [16].

Однако, несмотря на большое количество научно-технической информации о причинах растрескивания и влиянии интерметаллидных включений на возникновение хрупкого разрушения при температурах горячей деформации, до сих пор нет четкого понимания как температура обработки влияет на морфологию, размеры и химический состав интерметаллидов.

Существуют противоречивые данные о влиянии нагрева на уровень дефектности: в работе [2] отмечено положительное влияние снижения температуры штамповки на долю растрескавшихся заготовок, в работе [7] получены противоречивые результаты. Анализ политемперического сечения диаграммы Cu–Zn–Mn–Si [17] показывает значительную зависимость критических точек от концентрации кремния в интервале 0...0.2 мас.%, что может сказаться на различной технологичности (горячей деформируемости) сплава в зависимости от его химического состава и температуры нагрева.

Цель настоящей работы заключается в анализе влияния температуры нагрева латуни марки ЛМцАЖН на морфологию, размеры и химический состав интерметаллидных включений.

## МЕТОДОЛОГИЯ И МАТЕРИАЛЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

Для изучения морфологии, размеров и химического состава формирующихся при нагреве латуни ЛМцАЖН интерметаллидных включений, были использованы в качестве полупродукта прессованные трубные заготовки  $\varnothing 74.0 \times 63.5$  мм. Обычно из таких заготовок производятся блокирующие кольца синхронизатора коробок передач. Исходное состояние образцов получено в результате прессования труб при температуре 760...790°C и отжига при 500°C в течение 90 мин.

В табл. 1 приведен химический состав исследуемой латуни после стандартной технологии производства прессованных трубных заготовок, определенный на оптическом эмиссионном спектрографе OBLF GS1000-II. Локальный микроанализ интерметаллидов проводили на электронном микроскопе EVO18 Carl Zeiss с энергодисперсионным рентгеноспектральным микроанализатором EDX QUANTAX 400 производства фирмы Bruker. Всего было проанализировано 350 включений, после чего выполняли статистическую обработку результатов – расчет средних значений по выборке, стандартных отклонений и коэффициентов корреляции.

Выбор данного состава латуни в качестве объекта исследования обусловлен ее высокой склонностью к растрескиванию при последующей штамповке.

Подготовку образцов для проведения исследований осуществляли с применением автоматического прецизионного отрезного станка Mecatome T210 производства фирмы Presi. Полученные образцы были запрессованы в термореактивную смолу. Шлифы готовили с применением алмазной пасты АМС 1.0 на двухдисковом шлифовально-полировальном станке MINITECH 250 DP1 (ф. Presi), после чего производили травление их поверхности с целью выявления микроструктуры. В качестве травителя применяли раствор ледяной уксусной и азотной кислоты в соотношении 1:1.

Исследование шлифов и локальный микроанализ интерметаллидных включений проводили на сканирующем электронном микроскопе фирмы Zeiss с программным обеспечением фирмы Bruker.

Для установления влияния температуры на размер, форму включений упрочняющей фазы проводили термообработку. Для этого была произведена резка трубной заготовки после горячей штамповки на фрагменты одного размера высотой 12 мм, что соответствует высоте заготовки перед штамповкой. Фрагменты были промаркированы (711; 712; 721; 722), после чего образцы подвергали термообработке: закалке на воздухе при различных режимах (табл. 2).

Выбор представленных в табл. 2 температур обусловлен следующими критериями:

– нагрев до 700°C соответствует двухфазной области с минимумом  $\alpha$ -фазы и рекомендован

**Таблица 1.** Химический состав латуни марки ЛМцАЖН

Концентрация элементов, мас. %									
Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Zn	Si	Pb	Cr	Sn
56.559	3.510	2.129	0.592	0.56	36.485	0.033	0.116	0.004	0.012

**Таблица 2.** Таблица параметров термической обработки образцов

Маркировка образцов	711	721	722	712
Температура закалки, °С	700	750	800	830
Время выдержки, мин	14	14	14	14
Среда охлаждения	воздух	воздух	воздух	воздух

работами [2, 3, 8] для снижения склонности к растрескиванию. Также данная температура в соответствии с диаграммой состояния Cu–Zn–Mn–Si [5, 17] соответствует ( $\alpha+\beta$ )-области без фазы  $Mn_5Si_3$  при концентрации кремния 0...0.18 мас.%;

– температура 750°С соответствует переходу в однофазное  $\beta$ -состояние при содержании  $Mn_5Si_3$  4...6% [5] и концентрации Si 0...0.32 мас.% [5, 17];

– 800°С гарантировано соответствует однофазной  $\beta$ -области на политермическом сечении диаграммы состояния CuZnMnSi [5, 17];

– температура 830°С необходима для исследования влияния перегрева в однофазной области, согласно политермическому сечению диаграммы состояния Cu–Zn–Mn–Si [5, 17], повышение температуры нагрева до 850°С сопряжено с риском образования жидкой фазы.

За время выдержки взято время нагрева необходимое для равномерного прогрева заготовки и протекания перекристаллизации  $\alpha+\beta'\rightarrow\beta$ , что соответствует техническим регламентам для штамповки кольца синхронизатора.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены микрофотографии шлифов трубных заготовок в исходном состоянии. Микроструктура представляет собой неупорядоченную  $\beta$ -фазу с интерметаллидами преимущественно сложной формы с большим разбросом по размерам (рис. 1а). Средние размеры включений варьируются от 0.5 мкм до 15 мкм. На отдельных участках можно наблюдать цепочки из включений неправильной формы размером примерно от 0.5 до 2 мкм (рис. 1б). Единично встречаются крупные 20...30 мкм стержневидные интерметаллиды (рис. 1в) на поверхности которых наблюдаются образование вторичных кристаллов. Также выявлены эллипсообразные включения, размеры которых превышают 2 мкм (рис. 1а, г). Интерметаллиды, имеющие четкую огранку, отверстия или внутренние полости практически не встречаются.

Выявленные включения условно разбили на 6 основных типов исходя из формы, размеров и химического состава. На микрофотографиях

(рис. 1б–д) цифрами указаны примеры всех шести типов включений.

Анализ химического состава интерметаллидных включений трубных заготовок в исходном состоянии с применением энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализатора при локальном сканировании, показан в табл. 3:

– 1 тип: высокодисперсные включения правильной формы и средним размером до 1.5 мкм (рис. 1д) состоят в основном из алюминия, железа и никеля с примесью марганца, иногда кремния, и соответствуют соединению  $(Fe, Mn)NiAl$ ;

– 2 тип: цепочки из интерметаллидов неправильной формы (рис. 1б), средним размером до 2 мкм, протяженность цепочек от 10 до 50 мкм;

– 3 тип: эллипсообразные интерметаллиды (рис. 1б) в основном железо–марганце–кремниевые размером 2...4 мкм, отвечающие соединению  $(Fe, Mn)_3Si$  с повышенной концентрацией алюминия;

– 4 тип: крупные интерметаллиды неправильной формы (рис. 1г), средний размер около 3 мкм;

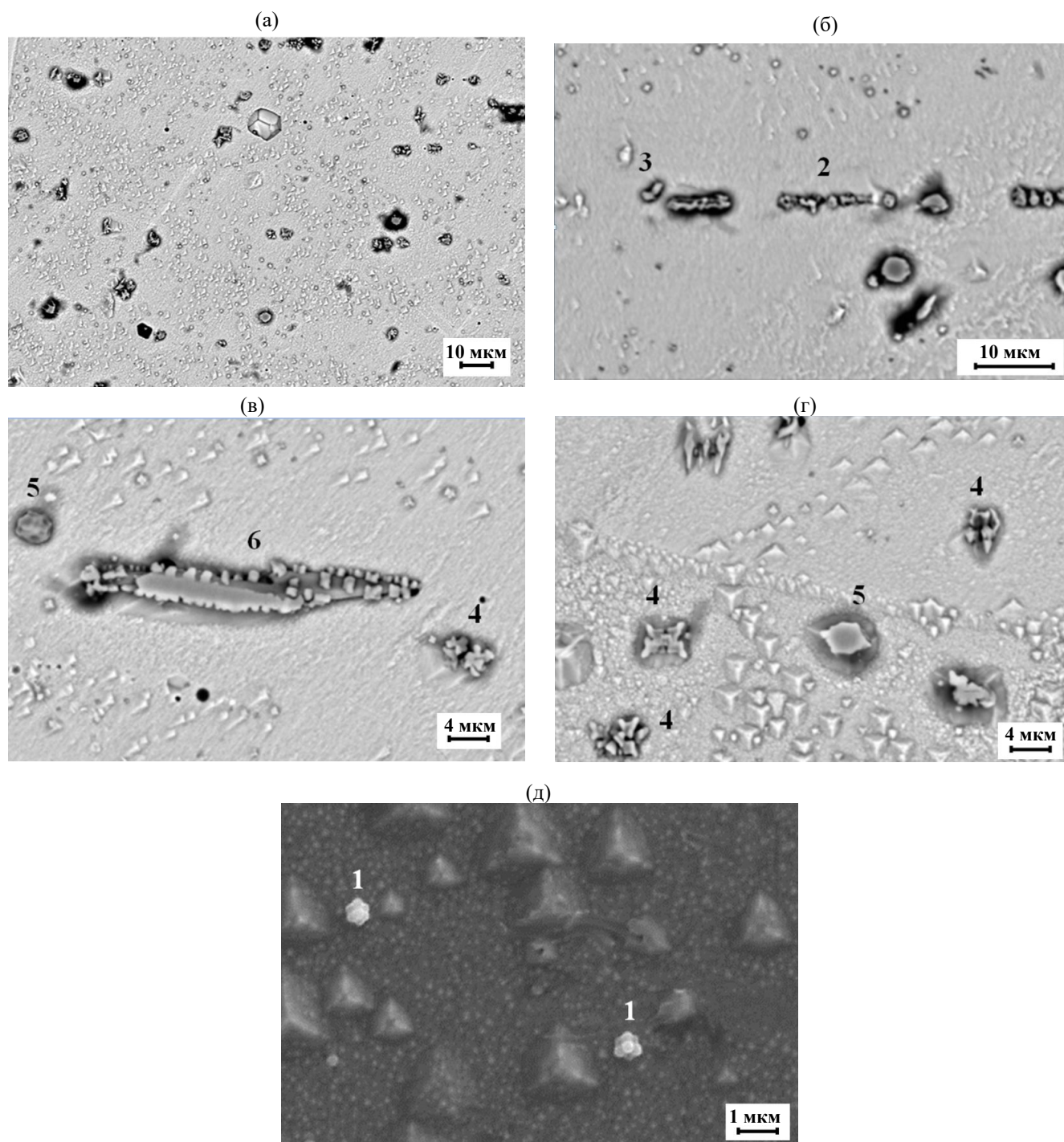
– 5 тип: крупные эллипсообразные интерметаллиды (рис. 1г) в основном железо–марганце–кремниевые размером более 4 мкм, отвечающие соединению  $(Fe, Mn)_4Si$ ;

– 6 тип: стержневидные включения (рис. 1в), представляющие собой соединение железа и марганца с фосфором с примесью кремния –  $(Fe, Mn)_3P$ .

Линейное сканирование показало, что в областях прилегающих к крупным включениям 4, 5 и 6 типов выявлена повышенная концентрация никеля и алюминия. Распределение алюминия неравномерно, и его концентрация повышается от центра к периферии включения.

Цепочки включений (2 тип) и крупные включения неправильной формы (4 тип) по химическому составу близки между собой. Линейное сканирование показало (рис. 2), что такие включения представляют собой комплексное соединение – часть которого соответствует соединению типа 1 –  $(Fe, Mn)NiAl$ , а другая часть соединению типа 3 –  $(Fe, Mn)_3Si$ .

Локальный анализ поверхности (периферийной части) включений 5 типа показал, что их химический состав приближается к составу включений 3 типа. Вероятно, включения 3 и 5 типа



**Рис. 1.** Микрофотографии шлифов трубных заготовок до термообработки: а) общий вид микроструктуры; б) цепочки включений неправильной формы и округлые эллипсообразные включения; в) стержневидное включение; г) крупные интерметаллиды неправильной формы и эллипсообразный интерметаллид; д) никелид железа–алюминия.

представляют собой однородные включения разной дисперсности.

Таким образом, основная часть включений представляет собой интерметаллидные соединения на основе железа. Высокодисперсные включения соответствуют  $\text{FeNiAl}$  с примесью марганца и никеля. Наиболее крупные стерж-

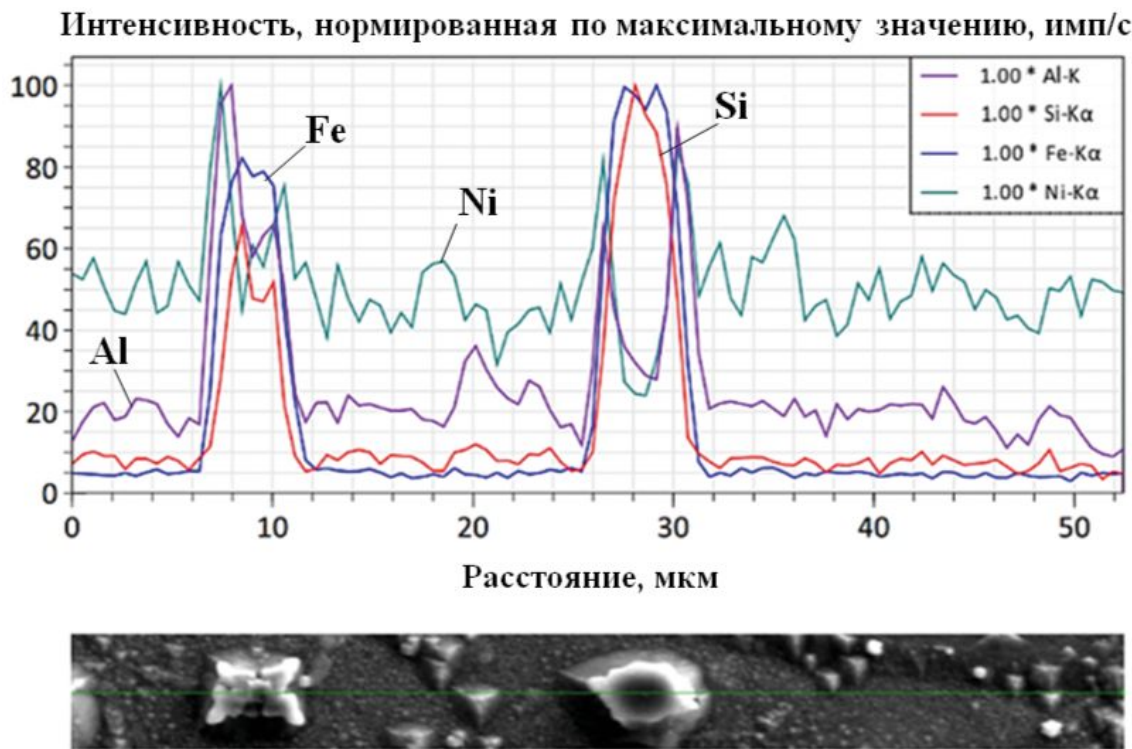
невые включения — фосфид железа и марганца  $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{P}$  с примесью кремния.

Основным компонентом всех включений является железо, которое практически не растворяется в медноцинковых сплавах, но активно участвует в образовании интерметаллидных соединений.

**Таблица 3.** Усредненный химический состав интерметаллидов в латунных заготовках до термообработки

Морфология и усредненные размеры интерметаллических включений	Элементный состав, мас.%							Тип соединения
	Al	Mn	Fe	Cr	Ni	Si	P	A <sub>x</sub> B <sub>y</sub>
Высокодисперсные включения правильной формы (рис. 1д), 0,6–1,3 мкм	30.9±2.6	12.1±1.7	45.9±2.0	–	10.1±2.3	0.9±0.5	–	FeNiAl
Цепочки из интерметаллидов неправильной формы, средним размером до 2 мкм (рис. 1б)	13.5±0.4	16.4±0.2	58.8±1.2	0.5±0.1	4.3±1.4	6.5±1.2	–	(Fe,Mn) <sub>3</sub> Si совместно с FeNiAl
Эллипсообразные интерметаллиды, размером до 4 мкм (рис. 1б)	7.8±1.0	17.8±2.0	63.1±1.9	3.2±2.1	0.7±0.2	7.4±3.3	–	(Fe,Mn) <sub>3</sub> Si
Крупные интерметаллиды неправильной формы, средний размер 4 мкм (рис. 1в, г)	14.2±2.2	14.9±1.7	59.7±3.2	0.5±0.1	4.8±1.7	6.0±1.7	–	(Fe,Mn) <sub>3</sub> Si совместно с FeNiAl
Крупные эллипсообразные интерметаллиды, размером более 4 мкм (рис. 1в, г)	3.1±0.8	16.8±0.9	67.4±0.6	1.0±0.3	0.5±0.3	11.2±0.5	–	(Fe,Mn) <sub>4</sub> Si
Стержневидные включения* (рис. 1в)	1.7	33.5	46.2	2.9	1.3	3.0	11.5	(Fe,Mn) <sub>3</sub> P

\* – из-за небольшого количества включений приведено только среднее значение.



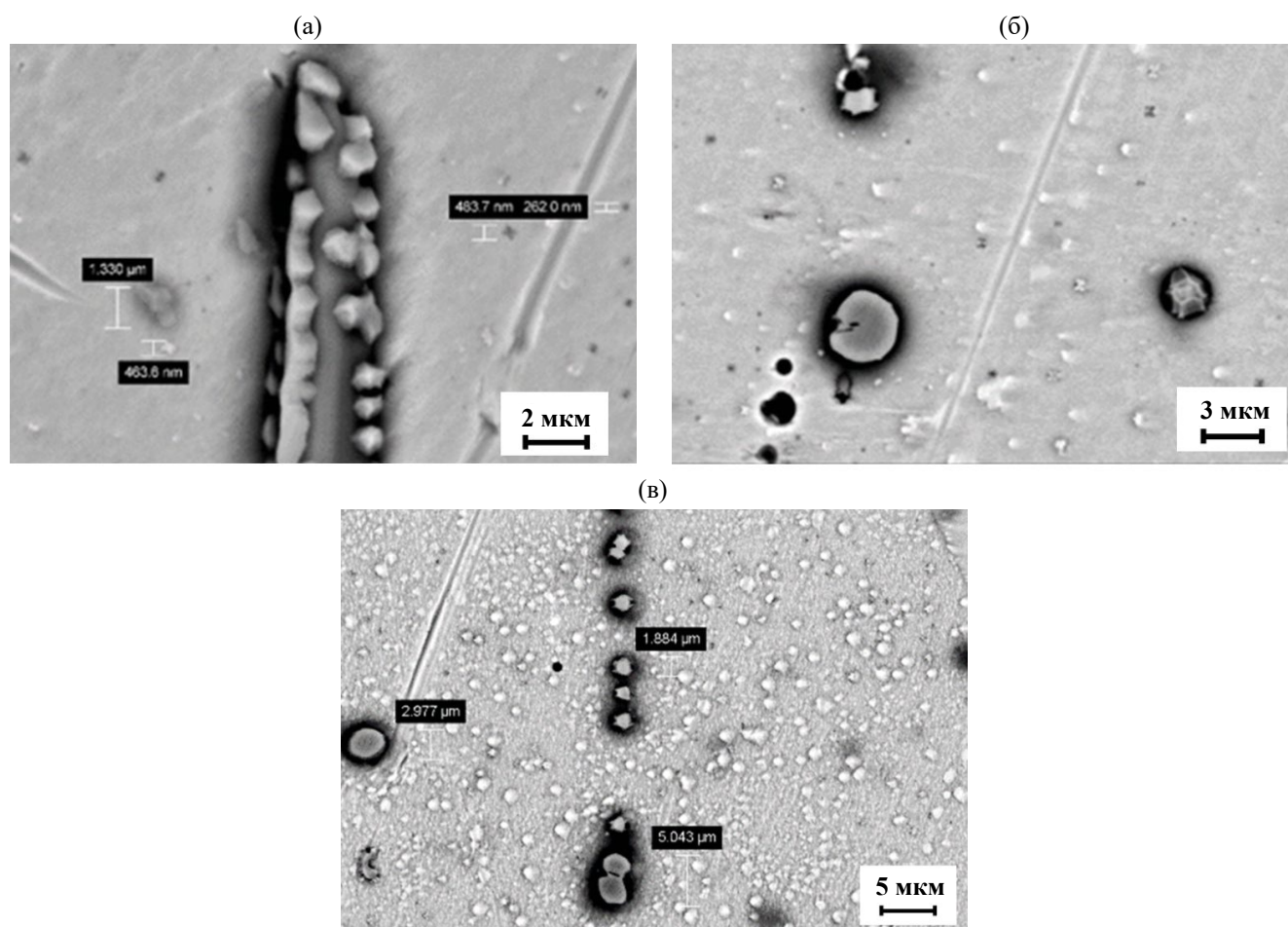
**Рис. 2.** Распределение алюминия, кремния, железа и никеля по включениям 3 и 4 типов.

Анализ распределения элементов по сечению интерметаллидов показал, что на последней стадии образования рост кристаллов происходит за счет диффузии алюминия и никеля. Также с увеличением дисперсности включений концентрация алюминия возрастает.

Для оценки влияния режимов нагрева на морфологию интерметаллидов и прилегающий к ним матричный раствор проведена термообработка, имитирующая нагрев под горячую деформацию. Исходные заготовки подвергали нагреву по режимам, представленным в табл. 2. Образцы охлаждали на воздухе моделируя естественные условия охлаждения заготовок после штамповки.

В результате было установлено, что интерметаллиды при нагреве изменяют свою форму, размеры и химический состав. Включения 1 типа наименее подвержены влиянию температуры нагрева, выделяются из раствора при низких температурах, на что указывают их размеры, форма и локализация в твердом растворе. Химический

состав включений 1 типа остается достаточно стабильным, так как зависит от химического состава твердого раствора матрицы. Размер включений во многом зависит от наличия кремния, с увеличением его концентрации включения увеличиваются в размерах. При этом концентрация кремния редко превышает 1,5 мас.%. Исключение составляет температура нагрева 750°C при которой отмечается склонность к увеличению размеров данных включений, содержание кремния в этом случае варьируется от 1 до 6 мас.%.  
 Наибольшие изменения формы и химического состава при нагреве происходят с включениями 4 типа. При нагреве до 700°C происходит резкое снижение концентрации алюминия, химический состав включений становится идентичным включениям 3 типа, форма включений становится округлой и приближается к форме включений 3 типа настолько, что отличить их практически невозможно. Переход к более округлой форме поверхности характерно для всех ти-



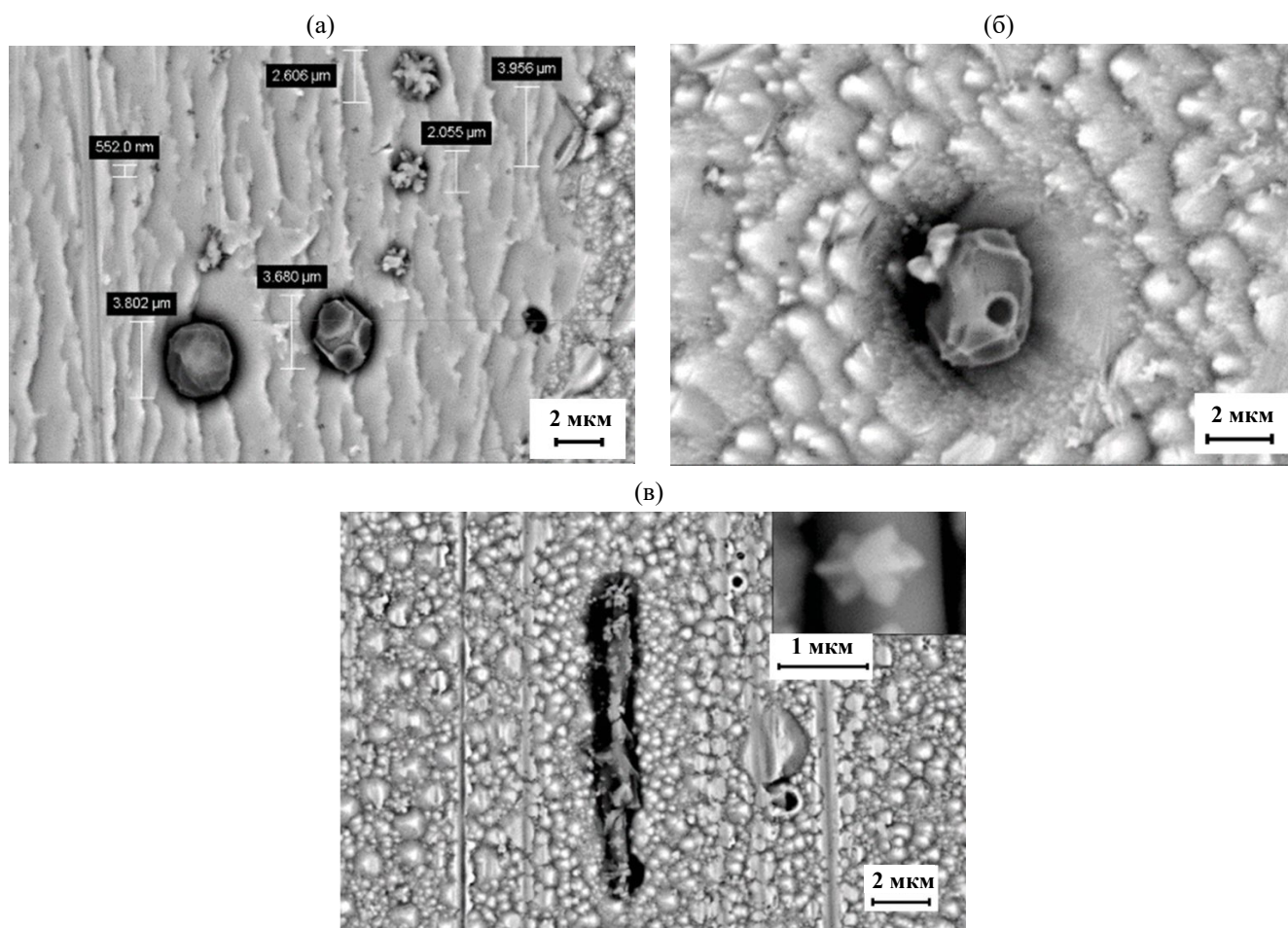
**Рис. 3.** Внешний вид кристаллов после закалки от 700°C: рост кристаллов из стержня (а); эллипсообразный интерметаллид и силицид с отслоением (б); признаки упорядочивания раствора и цепочка эллипсообразных включений с выступающими гранями (в).

пов включений (рис. 3), кроме 6 типа (рис. 3а). При этом на включениях 2 – 5 типов отмечается отслоение граней (рис. 3б, в). Крупные фосфиды 6 типа характеризуются формированием крупных кремнийсодержащих наростов. В матричном растворе выявляются многочисленные выделения, по-видимому, являющиеся свидетельством переходного этапа к упорядочиванию структуры  $\beta$ -фазы.

Повышение температуры нагрева до  $750^\circ\text{C}$  приводит к качественному изменению формы включений (рис. 4). У силицидов 4 типа и более крупных силицидов 3 типа проявляются признаки огранки (рис. 4а, б) и отмечается интенсивное отслоение граней. Отдельные включения приобретают округлую форму (рис. 4а). Локальный анализ поверхности между частицами и отслаивающимися гранями показал, что “новая” поверхность силицида содержит меньшее количество алюминия и кремния (1.82 мас.% и 5.51 мас.% соответственно) и повышенное коли-

чество железа – до 72.79 мас.%. Таким образом, при температуре  $750^\circ\text{C}$  происходит частичное растворение силицидов за счет диффузии алюминия и кремния в матричный раствор. Поверхность мелких включений 2–3 типов становится более развитой за счет образования выделений в форме звезд и игл (рис. 4а, б). Выявляются включения в форме снежинок (рис. 4а), однако химический состав идентичен включениям 3 типа.

Включения 2 типа значительно уменьшаются в размерах, однако от них растут иглообразные выделения богатые кремнием и в большей степени алюминием. Локальный анализ показал, что выделения в форме игл и снежинок на поверхности включений обогащены алюминием и, вероятно, формируются в интервале температур, соответствующем уменьшению растворимости силицидов и выделению никелидов алюминия ( $20\dots 650^\circ\text{C}$ ). Выделение никелидов алюминия из твердого раствора  $\beta$ -фазы показано в работе [5]. Предполагается, что образование интерметал-



**Рис. 4.** Изображение включений после закалки от  $750^\circ\text{C}$ : группа силицидов типа “звезда” или “розетка” и эллипсообразные интерметаллиды с отслоением граней (а); эллипсообразный силицид с отверстием (б); интерметаллид в виде стержня, кристаллы в виде звездочек (в).

лидов неправильной формы (4 тип) с высокой концентрацией алюминия обусловлено отжигом “снежинок”, сформированных при температуре около 750°C, в интервале температур, в котором уменьшается растворимость силицидов.

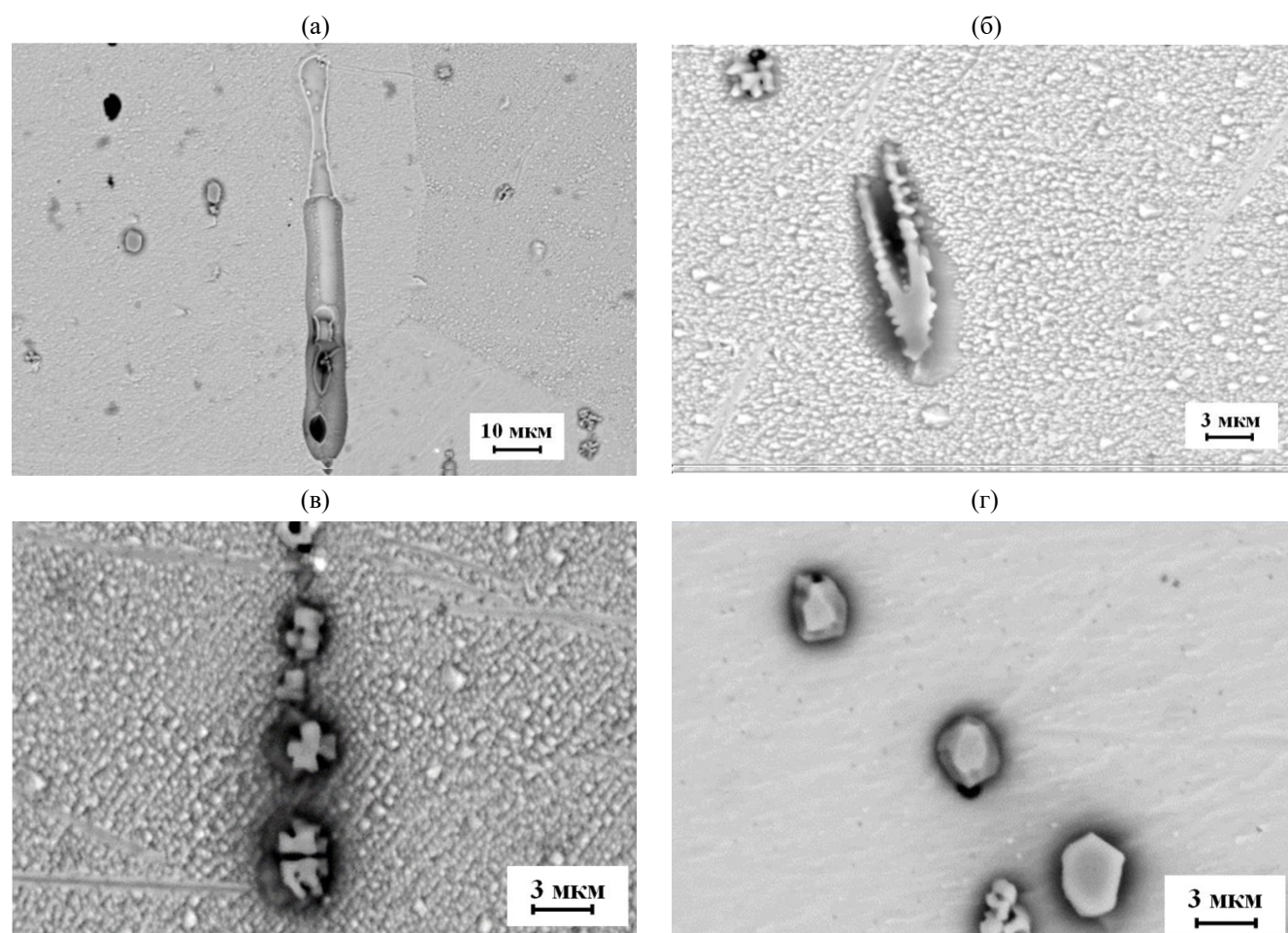
Анализ всех образцов показал, что крупные интерметаллиды в форме снежинок (рис. 4а) образуются только после нагрева при температуре 750°C. Включения 1 типа после нагрева до 750°C выделяются большего размера (2...3 мкм) и характеризуются повышенной концентрацией кремния и пониженной никеля. На фосфидах 6 типа также формируются выделения в виде снежинок, звезд и кристаллов гексагональной формы (вставка на рис. 4в).

Стержневидные включения (рис. 4в) значительно уменьшаются в размерах, становятся полыми, вокруг отдельных образуются крупные (до 6 мкм) гексагональные полости. По сравнению с остальными режимами после выдержки

при 750°C матричный раствор отличается наибольшей упорядоченностью (рис. 4а, в).

Дальнейшее повышение температуры термической обработки приводит к стабилизации форм включений. Отслоения граней не фиксируется. Интерметаллиды становятся округлыми.

После выдержки образца при температуре 800°C включения в основном приобретают полиэдрическую форму, сложные интерметаллиды приобретают более округлые формы (рис. 5) по сравнению с их формой после выдержки при 750°C. Химический состав включений 3 и 4 типов идентичен. Основной отличительной чертой термообработки при 800°C является образование полостей вокруг и внутри фосфидов (рис. 5а, б) и на силицидах (рис. 5в, г). Кремнийсодержащие выделения на фосфидах становятся мелкими и округлыми. Локальный анализ стенок полостей (рис. 5б) выявил наличие отдельных участков химически близких силицидам.



**Рис. 5.** Изображение интерметаллидов после закалки от 800°C: выкрошившийся силицид (потеря когерентности) (а); образование полости в силициде, “ореол” — изменение микроструктуры вокруг силицида (б); розеточные силициды с ореолом (в); эллипсообразные оgranенные силициды без признаков отслоения граней (г).



Упорядоченная  $\beta'$ -фаза имеет более дисперсное строение.

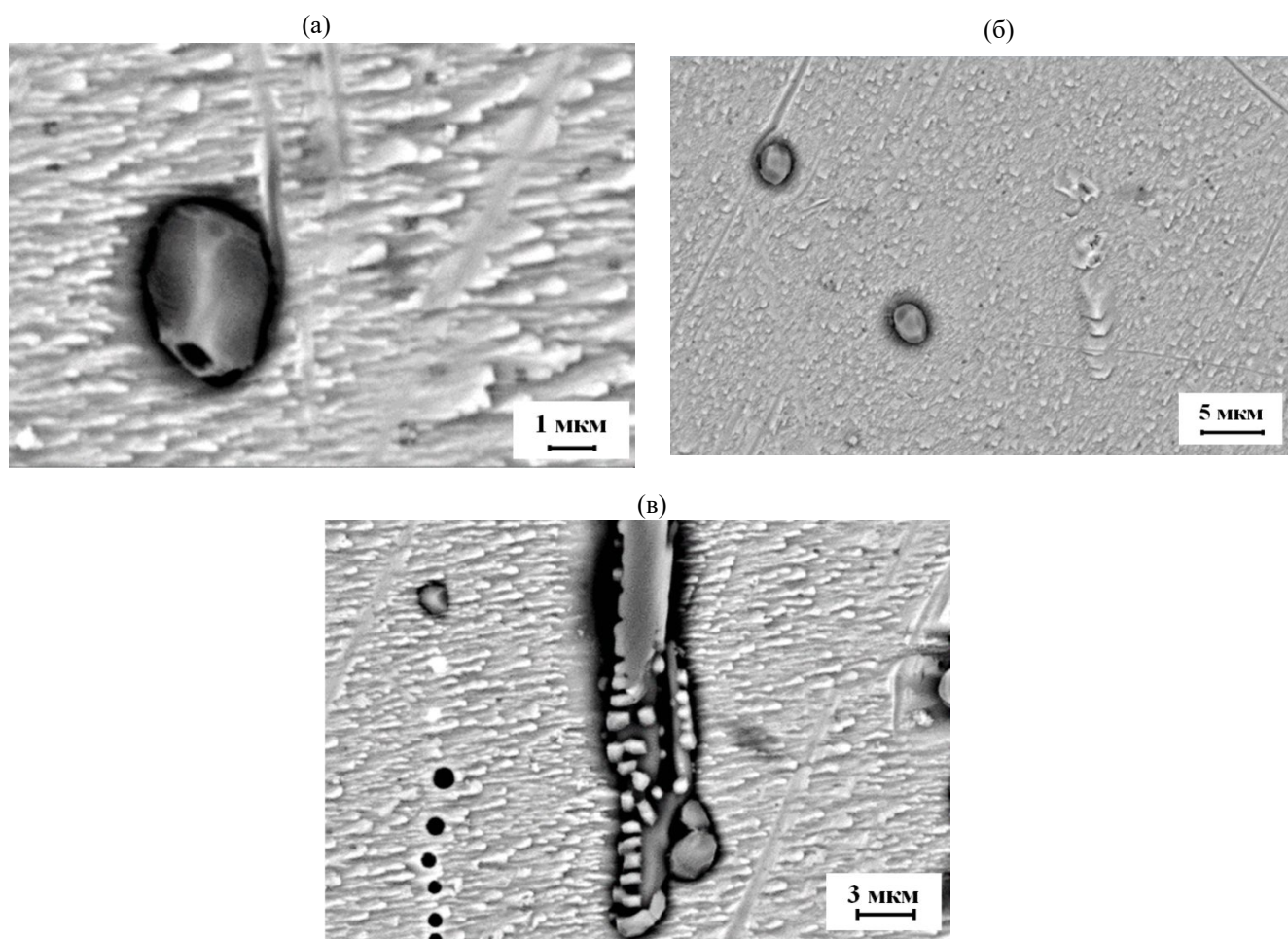
После нагрева образцов до  $830^\circ\text{C}$  значимых изменений в форме включений по сравнению с выдержкой при  $800^\circ\text{C}$  не выявлено (рис. 6). Полости от вывалившихся силицидов имеют форму многогранников, отмечается уменьшение количества интерметаллидов 1 типа, форма включений 4 типа становится более округлой. Включения 3 и 5 типа приобретают характерную огранку (рис. 6а, б). Размер выделений на фосфидах 6 типа несколько больше, чем размер после нагрева до  $800^\circ\text{C}$  (рис. 6в), а полости внутри фосфидов менее выражены.  $\beta'$ -фаза имеет упорядоченное строение.

Изменения химического состава при нагреве сведены в таблицу 4. На рисунке 7 показано изменение концентрации алюминия в силицидах в зависимости от температуры нагрева включений 2, 3, 4 и 5 типа. Включения 3 и 4 в табл. 4 и на рис. 7 приводятся в одной группе, т.к. химические различия между ними не выявлены.

Из рис. 7 следует, что увеличение температуры нагрева приводит к увеличению концентрации алюминия в силицидах и увеличению разброса значений.

Нагрев из исходного состояния до температуры  $700^\circ\text{C}$  приводит к снижению концентрации алюминия в силицидах, что особенно выражено в силицидах неправильной сложной формы. Корреляционный анализ показал, что при такой температуре алюминий имеет тесную положительную связь с никелем (0.64) и отрицательную с кремнием ( $-0.57$ ) и железом ( $-0.65$ ). Железо обладает тесной корреляционной связью с кремнием (0.68) и отрицательную связь с марганцем ( $-0.73$ ), хромом ( $-0.55$ ) и никелем ( $-0.81$ ). Полученные данные указывают на то, что нагрев при температуре  $700^\circ\text{C}$  приводит к стабилизации силицида железа и никелида алюминия.

Нагрев до температуры  $750^\circ\text{C}$  качественно изменяет показатели корреляционной связи. Алюминий с кремнием имеет положительный коэф-

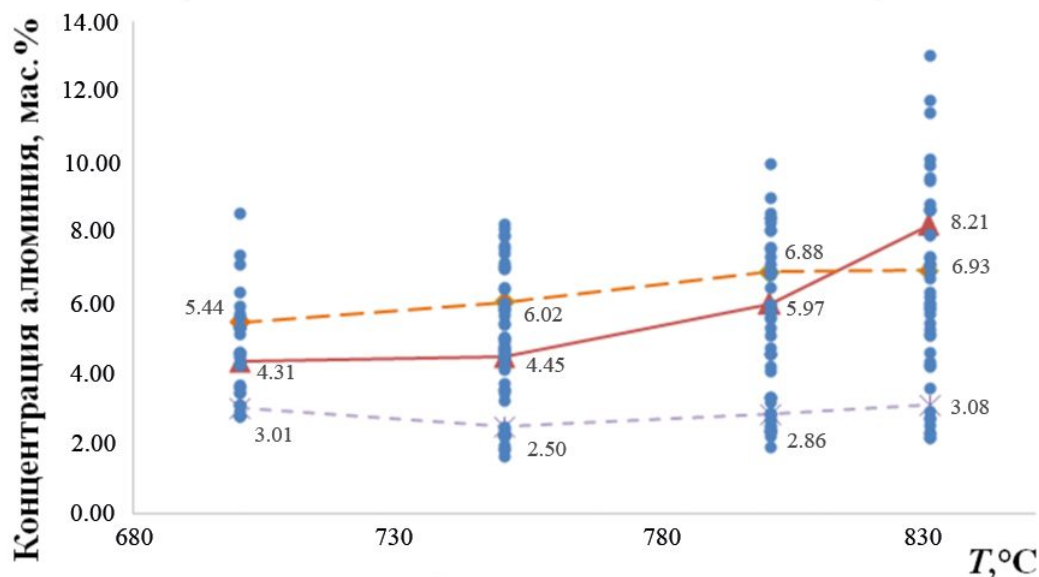


**Рис. 6.** Изображение силицидов после закалки от  $830^\circ\text{C}$ : эллипсообразный силицид с отверстием, на гранях дислокации (а); эллипсообразные ограненные силициды без признаков отслоения граней (б); крупный силицид в виде стержня с образованием полости, потери когерентности не выявлено (в).

**Таблица 4.** Изменение химического состава включений в латунных заготовках при разных температурах нагрева

Температура нагрева	Тип включений	Элементный состав, мас. %						
		Al	Mn	Fe	Cr	Ni	Si	P
700°C	1	21.12±0.87	20.6±1.2	43.0±2.2	-	14.06±0.95	1.18±0.38	-
	2	4.31±0.65	16.23±0.94	66.54±1.08	1.06±0.28	1.34±0.81	10.4±1.7	-
	3, 4	5.44±0.52	15.68±0.61	66.87±1.32	0.79±0.16	1.17±0.66	10.1±1.7	-
	5	3.01±0.28	15.94±0.14	69.19±0.50	1.00±0.29	0.90±0.23	9.96±0.52	-
	6*	0.37	32.86	41.88	2.93	1.19	3.65	17.13
750°C	1	22.8±5.7	19.1±3.6	45.2±4.3	-	10.8±5.2	2.1±1.2	-
	2	4.45±0.28	16.93±0.35	66.50±0.93	0.99±0.51	1.50±0.64	9.62±0.62	-
	3, 4	6.0±1.6	15.74±0.73	65.2±2.2	0.82±0.13	1.22±0.44	11.0±1.3	-
	5	2.5±0.9	17.25±0.69	68.8±1.1	1.24±0.37	0.82±0.32	9.2±1.2	-
	6*	0.67	33.99	40.83	1.37	2.87	4.06	16.24
800°C	1	23.7±1.3	21.2±6.6	37.4±11.2	-	16.6±4.2	1.06±0.38	-
	2	5.97±0.95	14.49±0.75	68.4±1.5	0.74±0.14	1.44±0.84	9.0±1.4	-
	3, 4	6.9±1.5	13.98±0.62	67.3±1.2	0.68±0.18	1.06±0.44	10.1±1.5	-
	5	2.86±0.65	15.8±1.1	69.7±1.4	1.08±0.48	0.64±0.26	10.0±1.2	-
	6*	0.40	33.58	41.32	1.35	3.07	3.95	16.33
830°C	1	21.9±3.0	22.7±6.1	38.5±14.3	-	15.9±5.8	1.03±0.87	-
	2	8.2±1.1	16.0±1.2	64.3±2.5	0.54±0.21	3.69±0.83	7.3±1.2	-
	3, 4	6.93±1.58	15.0±1.6	65.7±2.8	0.75±0.19	1.6±1.1	10.0±1.5	-
	5	3.08±0.97	15.49±0.73	70.11±0.96	0.99±0.26	0.76±0.22	9.50±0.62	-
	6*	0.30	33.79	41.26	1.34	2.82	4.23	16.26

\* по 6 типу измерено от 3 до 5 включений при каждой температуре, стандартное отклонение не определялось, в таблице приведены только средние значения.



**Рис. 7.** Изменение концентрации алюминия в силицидах (в мас. %) при увеличении температуры нагрева.  
 ● — экспериментальные точки, средние значения в частицах 2 типа (▲), 3, 4 типов (◆) и 5 типа (×).

коэффициент корреляции, равный 0.57, а с никелем — 0.44. С марганцем, железом алюминий имеет отрицательную связь:  $-0.52$ ;  $-0.78$  (соответственно). Кремний имеет отрицательный коэффи-

циент корреляции со всеми металлами, кроме алюминия, с марганцем коэффициент корреляции составляет  $-0.67$ . При этом некоторый рост средней концентрации кремния в силицидах

3 и 4 типов объясняется диффузией кремния к поверхности. Это соответствует наблюдаемому процессу отслоения граней (рис. 4) при данной температуре. Известно [16], что наибольшая концентрация марганца в исходном состоянии на периферии силицида.

При нагреве до 800°C кремний также имеет отрицательную корреляцию с железом (–0.44), марганцем (–0.29), никелем (–0.59) и хромом (–0.61). Алюминий имеет значимые отрицательные коэффициенты с марганцем (–0.75), железом (–0.72) и хромом (–0.61). Корреляционной связи между кремнием и марганцем при температурах 800°C и 830°C не выявлено.

После нагрева при 830°C значимых коэффициентов корреляции кремния с марганцем, железом и хромом не выявлено, что указывает на стабилизацию силицида при данной температуре и соответствует высокотемпературному участку  $\beta + \text{Mn}_3\text{Si}_3$  политермического сечения диаграммы состояния Cu–Zn–Mn–Si [5]. Наиболее химически стабильными при нагреве являются фосфиды железа-марганца, что, вероятно, обусловлено более высокой температурой их образования, и никелиды железа-марганца-алюминия, которые выделяются из раствора при низких температурах.

Деструкция фосфидов при нагреве свыше 750°C, обусловлена недостатком фосфора при образовании включения и ростом кристалла за счет менее термостабильных соединений кремния. Поэтому нагрев до температур 750...800°C приводит к образованию полостей. Данный факт открывает возможность формирования крупных термостабильных включений в латунях за счет увеличения концентрации фосфора.

Расчет стехиометрических коэффициентов показал, что наиболее крупные и термостабильные включения 5 типа имеют соотношение суммарного содержания железа, марганца и хрома к кремнию равное 3, что соответствует известному стабильному силициду  $\text{Mn}_3\text{Si}$ . Более дисперсные силициды сформированы с избытком железа-марганца, поэтому их формирование в области температур, соответствующих уменьшению растворимости силицидов, происходит за счет алюминия и, вероятно, никеля. Нагрев в области 700...800°C приводит к растворению силицидов.

## ВЫВОДЫ

Таким образом установлено, что при разных температурах нагрева возникают разные морфологические особенности и меняется химический состав интерметаллидных включений. Нагрев при температуре 750°C способствует образованию включений сложной формы с развитой по-

верхностью, что при нагреве в низкотемпературной области из-за уменьшения-растворимости силицидов может приводить к значительному увеличению концентрации алюминия в силицидах. Установлено, что в кремнийсодержащих интерметаллидах в интервале 750...830°C вследствие диффузионных процессов возрастает концентрация алюминия, которая приводит к обеднению прилегающих участков матрицы и сопровождается образованием полостей между интерметаллидом и матрицей. По нашему мнению, это может способствовать снижению прочностных характеристик сплава в данном диапазоне температур.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Левин Д.О., Сулицин А.В., Карева Н.Т., Галимов Д.М. Изучение влияния технологических условий изготовления латунных водозапорных устройств на качество готовых изделий // Вестник южноуральского государственного ун-та. 2022. № 3. С. 28–47. <https://doi.org/10.14529/met220303>
2. Пугачева Н.Б., Лебедь А.В. Влияние структуры прессованной трубной заготовки из латуни 59Cu-3,5Mn-2,5Al-0,5Fe-0,4Ni на характер разрушения при последующей горячей штамповке // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Физико-математические науки. 2012. № 4. С. 180–187.
3. Пугачева Н.Б., Худорожкова Ю.В., Трушина Е.Б., Герасимова А.В., Антенорова Н.П. Причины растрескивания штампованных заготовок из латуни ЛМцАЖН // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2017. V. 4. P. 61–80.
4. Пугачева Н.Б., Трушина Е.Б., Антенорова Н.П., Овчинников А.С., Лебедь А.В. Исследование характера и причин разрушения заготовок из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al после горячей штамповки // Вопр. материаловедения. 2014. № 1 (77). С. 56–64.
5. Антипов В.В. Исследование фазового состава и повышение эксплуатационных характеристик марганцевых латуней, используемых в автомобильной промышленности: дис.к.т. н.: 05.16.01. Моск. гос. ин-т стали и сплавов. Москва, 2002. 201 с.
6. Копыль М.Д., Тропотов А.В., Котляров И.В. Латунные сплавы для колец синхронизаторов совершенствуются // Автомобильная промышленность. 1999. № 10. С. 26–29.
7. Святкин А.В. Влияние температуры нагрева под штамповку на склонность к растрескиванию заготовок из ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,4-0,2 // Вектор науки ТГУ. 2018. № 3 (45). С. 48–56.
8. Герасимова А.В. Разработка способов изменения структурного состояния и свойств деформируемой алюминий-железо-никель-кремнистой латуни: дис. к. т. н. Томск. [Место защиты: Ин-т физики прочности и материаловедения СО РАН]. 2018. 150 с.

9. *Ефремов Б.Н.* Латуни. От фазового строения к структуре и свойствам. М.: ИНФРА-М, 2014. 312 с.
10. *Stavroulakis P., Toulfatzis A., Pantazopoulos G., Pappas A.* Machinable Lead and Eco-Friendly Brass Alloys for High Performance Manufacturing Processes // *A Critical Review. Metals.* 2022. V. 12. P. 246. <https://doi.org/10.3390/met12020246>
11. *Hentati N., Makni A., Elleuch R.* Study of Failure Modes Affecting a Crimped Nut Related to Forging Process // *J. Failure Analysis and Prevention.* 2012. V. 12. P. 130–138.
12. *Левин Д.О., Сулицин А.В., Карева Н.Т., Галимов Д.М.* Влияние химического состава латуни типа ЛС59–1 на качество водозапорных изделий // *Вестник ЮУрГУ. Серия “Металлургия”.* 2022. Т. 22. № 4. С. 38–55.
13. *Tropotov A.V., Pugacheva N.B., Ryazantsev Yu.V., Zhukova L.M.* A study of residual stresses in products made of hard alloy of brass // *Metal Sci.Heat Treatment.* 2006. V. 47. № 1–2. P. 31–35. <https://doi.org/10.1007/s11041-006-0039-5>
14. *Смирнов С.В., Пугачева Н.Б., Тропотов А.В., Солошенко А.Н.* Сопротивление деформации структурных составляющих сложнолегированной латуни // *ФММ.* 2001. Т. 91. № 2. С. 106–111.
15. *Смирнов С.В., Пугачева (Вандышева) Н.Б., Солошенко А.Н., Тропотов А.В.* Исследование пластической деформации сложнолегированной латуни // *Физика металлов и металловедение.* 2002. Т. 93. № 6. С. 91–100.
16. *Пугачева (Вандышева) Н.Б., Тропотов А.В., Смирнов С.В., Кузьмин О.С.* Влияние содержания железа в легированной латуни ЛМцАЖКС на состав и морфологию силицидов (Fe, Mn)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> // *ФММ.* 2000. Т. 89. № 1. С. 62–69.
17. *Антипов В.В., Курбаткин И.И., Покровский П.Б., Райков Ю.Н., Горин А.Д.* Влияние Al, Ni, Si на фазовый состав и механические свойства марганцевых латуней / *Материалы в автомобилестроении. Ч. 1 Металлические материалы. Сборник докладов II международной научно-практической конференции 10–11 июля 2003 г. Тольятти: АО “АВТОВАЗ”, 2003. С. 223–228.*

## ON THE EFFECT OF HEATING OF TWO-PHASE ALLOYED BRASSES ON MORPHOLOGICAL PECULIARITIES OF INTERMETALLIC INCLUSIONS

A. V. Svyatkin<sup>1</sup>\*, A. M. Gnusina<sup>1</sup>, N. N. Gryzunova<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Togliatti state university, Togliatti, 445020 Russia

\*e-mail: astgl@mail.ru

Changing the morphology of intermetallic inclusions a two-phase alloyed brass is studied during its heating in a hot deformation temperature range. During heating, the redistribution of elements between silicide inclusions and matrix solution is found to occur, which, in a temperature range of 750–830°C, results in the silicide surface exfoliation and loss of coherence.

*Keywords:* alloy strengthened with intermetallics, two-phase brass, silicide inclusions, silicide destruction, loss of coherence, connectivity of inclusion elements