

**Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства псевдосплава на основе железа, полученного инфильтрацией медным сплавом**

*Зверко А. А.<sup>1,3</sup>; Дьячкова Л. Н.<sup>2,4</sup>, д-р техн. наук, профессор;*

*Шелег В. К.<sup>1,5</sup>, д-р техн. наук, профессор*

*<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет*

*220013, г. Минск, пр-т Независимости, 65*

*<sup>2</sup>Институт порошковой металлургии им. академика О. В. Романа*

*220005, г. Минск, ул. Платонова, 41*

*E-mail: <sup>3</sup>msfbntu306@gmail.com, <sup>4</sup>dyachkova@tut.by, <sup>5</sup>msfbntu306@gmail.com*

**Аннотация.** Представлены результаты влияния высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) на прочность и структуру псевдосплава на основе железа, полученного инфильтрацией медным сплавом. Показано, что степень деформации при ВТМО оказывает существенное влияние на морфологию структуры и свойства инфильтрированных материалов, степень упрочнения при ВТМО зависит от степени деформации и определяется формируемой структурой. Установлено, что вследствие активации диффузионных процессов в процессе деформации при ВТМО сульфиды молибдена распадаются и образуют сульфиды железа и меди различного состава, молибден легирует железную основу или образует карбид. Полученные результаты могут быть использованы при разработке высокопрочных антифрикционных материалов для тяжело нагруженных узлов трения. **Ключевые слова:** композиционный антифрикционный материал на основе железа, инфильтрация медным сплавом, закалка, отпуск, высокотемпературная термомеханическая обработка, структура.

**Influence of thermomechanical treatment on the structure and properties of iron-based pseudo-alloy produced by infiltration with a copper alloy**

*Zverko A. A.<sup>1</sup>, Dyachkova L. N.<sup>2</sup>, Sheleh V. K.<sup>1</sup>*

*<sup>1</sup>Belarusian National Technical University*

*<sup>2</sup>O. V. Roman Powder Metallurgy Institute*

**Annotation.** The results of the influence of high-temperature thermomechanical treatment (HTMT) on the strength and structure of an iron-based pseudoalloy obtained by infiltration with a copper alloy are presented. It has been shown that the degree of deformation during HTMT has a significant impact on the morphology of the structure and properties of infiltrated materials; the degree of hardening during HTMT depends on the degree of deformation and is determined by the structure being formed. It has been established that, due to the activation of diffusion processes during deformation during HTMT, molybdenum sulfides decompose and form iron and copper sulfides of various compositions; molybdenum alloys the iron base or forms carbide. The investigation results can be used in the development of high-strength antifriction materials for heavily loaded friction units.

**Keywords:** iron-based composite anti-friction material, copper alloy infiltration, quenching, tempering, high-temperature thermomechanical processing, structure.

**Введение.** Для деталей тяжело нагруженных узлов трения необходимо применение антифрикционных материалов, сочетающих высокие триботехнические, механические и теплофизические свойства. Материалы, получаемые методами порошковой металлургии, обладают хорошими триботехническими свойствами за счет введения в их состав твердых смазок, а, в случае работы в условиях смазки, пористость является дополнительным источником смазки. Однако порошковые материалы, из-за наличия пористости, имеют низкую прочность.

Наиболее эффективный метод удаления пористости в порошковых материалах на основе железа является инфильтрация более легкоплавкими, чем основа, сплавами, это так называемые псевдосплавы, имеющие высокоплотное состояние и повышенную теплопроводность [1–4]. Для улучшения триботехнических свойств при работе с ограниченной подачей смазки в железный каркас псевдосплавов вводят твердые смазки, такие как сульфиды, селениды, йодиды, хлориды, фториды, нитриды и оксиды металлов, но наиболее широкое распространение из них получили сернистые соединения молибдена, марганца, цинка, фторид кальция [5–7]. Введение дисульфида молибдена или марганца в порошковые стали позволяет применять их для изготовления деталей трения, работающих при повышенных скоростях, нагрузках и температурах.

При очень больших нагрузках уровень прочности псевдосплавов порошковая легированная сталь – медный сплав недостаточный, поэтому их упрочняют методами термической, деформационной обработки или их сочетанием – термомеханической обработки (ТМО) [8–12]. В зависимости от последовательности проведения операций термообработки и деформации, а также температуры деформации различают высокотемпературную ТМО (ВТМО), низкотемпературную ТМО (НТМО), предварительную ТМО (ПТМО) [13]. Также, как и в компактных, при термомеханической обработке порошковых сталей в качестве схемы деформации применяется прокатка, выдавливание (экструзия), ковка, штамповка и др.

Применение термомеханической обработки (ТМО), сочетающей термическую и деформационную обработку, для упрочнения порошковых сталей более эффективно, чем для компактных, так как наряду со структурными процессами, происходящими при ТМО, существенно снижается пористость сталей. Наиболее существенное упрочнение и уплотнение достигается при высокотемпературной термомеханической обработке, деформация при которой осуществляется прокаткой, штамповкой, экструзией и др. [14]. Кроме того, благодаря тому, что порошковые стали являются наследственно мелкозернистыми, в них не происходит значительный рост зерна при перегреве, как в компактных материалах [15]. Применение ТМО для псевдосплавов имеет особенности, поскольку состоят из фаз, существенно отличающихся по механическим и теплофизическим свойствам.

Ранее проведенные исследования показали, что горячая штамповка обеспечивает повышение прочности псевдосплавов в 1,5–3 раза, ударной вязкости – в 1,5–2,5 раза, пластичности – на 1,5–2 % [16]. Еще в большей степени повышение свойств достигается сочетанием пластической деформации и термической обработки – термомеханической обработкой по различной схеме [15]. При пластиче-

ской деформации в материале увеличивается плотность несовершенств кристаллического строения – дислокаций, вакансий, мало- и высокоугловых границ и изменяется характер их распределения [17], поэтому фазовые превращения при ТМО происходят в условиях повышенной плотности дефектов решетки. При ВТМО происходит наиболее эффективное упрочнение за счет наследования мартенситом дислокационной структуры упрочненного исходного аустенита.

Вследствие сложного строения псевдосплавов особое значение для достижения высокого уровня свойств имеют структурные превращения, происходящие в фазовых составляющих материала в процессе обработки, в связи с этим исследование процессов структурообразования играют важную роль.

**Основная часть.** В работе исследовали влияние режимов ВТМО на структуру и свойства псевдосплава, полученного инфильтрацией бронзой  $\text{BrO}_5$  спрессованных каркасов из порошковой стали с 1,2 % графита и 1 % дисульфида молибдена ЖГр1,2Мс1Д17О1.

Шихту на основе железа и меди получали смешиванием в шаровом смесителе типа «пьяная бочка» в течение 1,5 ч из порошков в состоянии поставки железа марки ПЖРВ, графита карандашного марки ГК-1, меди марки ПМС-1, олова марки ПО-1, дисульфида молибдена. В шихту на основе меди дополнительно вводили железо в количестве 5 % и специальные добавки в количестве 1,5 % для исключения эрозии при инфильтрации.

Из шихты на основе железа прессовали образцы диаметром 50 мм по упору для получения относительной плотности 82–83 %. Инфильтрацию спрессованных каркасов осуществляли в атмосфере эндогаза при температуре 1080 °С при контакте прессовок из порошковой бронзы необходимой массы.

ВТМО проводили по схеме: нагревали инфильтрированные образцы в камерной печи «Naber» (Германия) на воздухе (так как псевдосплав обладает повышенной коррозионной стойкостью) до температуры 800 °С; переносили к прецизионному штамповочному прессу АРС-160; деформировали свободной осадкой (плиты на прессе предварительно нагревали до температуры 800 °С для предотвращения охлаждения образцов при деформации) при температуре 750 °С со степенями 30, 45, 65 %; закаливали в воде; отпускали в камерной печи «Naber» (Германия) на воздухе при температуре 200 °С и 500 °С в течение 1 ч.

Деформацию при ВТМО проводили на прецизионном штамповочном прессе АРС-160 по схеме свободной осадки. Плиты на прессе предварительно нагревали до температуры 800 °С. Инфильтрированные образцы нагревали в камерной печи «Naber» (Германия) на воздухе, поскольку исследуемый псевдосплав обладает повышенной коррозионной стойкостью, до температуры 800 °С, переносили в пресс, осаживали при температуре 750 °С со степенями 30, 45 и 65 %, после чего закаливали в воде и проводили отпуск при температуре 200 °С и 500 °С в течение 1 ч.

Структуру исследовали на металлографическом микроскопе МЕФ-3 (Австрия) и электронном микроскопе Mira (Чехия) с приставкой INCA 350 фирмы Oxford Instruments (Великобритания), предназначенной для микрорентгеноспектрального анализа. Шлифы изготавливали в параллельном и перпендикулярном направлении приложения давления, травили 4 %-ным раствором пикриновой кислоты в этиловом спирте. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Ultima IV (Rigaku) в  $\text{Cu}_{\text{K}\alpha}$ -излучении.

Прочность при изгибе определяли на образцах  $5 \times 10 \times 55$ , вырезанных из обработанных образцов на универсальной испытательной машине «Tinius Olsen H150KU».

Испытания показали, что предел прочности при изгибе после инфильтрации составляет 650–690 МПа.

VTMO позволила существенно повысить прочность исследуемого псевдосплава, причем упрочнение зависит от степени деформации (табл. 1) и определяется структурой.

Таблица 1. Влияние степени деформации при VTMO на предел прочности при изгибе  
Table 1. Influence of the degree of deformation at VTMO on the bending strength

Степень деформации, %	Предел прочности при изгибе, МПа
30	950–970
50	1240–1260
70	1310–1340

Исследование образцов после инфильтрации выявило, что структура состоит из участков стального каркаса со структурой перлита с небольшим количеством цементита, участков медной фазы, расположенных по границам и в стыках частиц стального каркаса и включений сульфидов, как в медной фазе, так и в стальном каркасе (рис. 1).

Исследование структуры псевдосплава ЖГр1,2Мс1Д17О1, подвергнутого VTMO, показало, что при деформации образуется макротекстура, структура в направлении, параллельном и перпендикулярном направлению приложения давления, различается (рис. 2). После VTMO со степенью деформации 30 % и отпуска при 200 °С в направлении, параллельном приложению давления, отмечается уменьшение размера зерен в стальном каркасе и появление большего количества тонких участков медной фазы (рис. 2, а). Зерна меньшего размера в стальном каркасе имеют структуру бесструктурного мартенсита и троосто-мартенсита, большего размера – троостита с остаточным аустенитом (мелкодисперсные светлые включения) (рис. 2, б).

При отпуске при температуре 500 °С прочность псевдосплава повысилась на 50–150 МПа благодаря тому, что при высокотемпературном отпуске остаточный аустенит распадается, структура стального каркаса становится преимущественно бейнитной (рис. 2, в), а в медной фазе происходит старение – выделение ультрадисперсных фаз (рис. 2, е). Согласно [18] это могут быть фазы  $Fe_4Cu_3$  и  $\eta-Cu_6Sn_5$ .

Увеличение степени деформации при VTMO до 50 % приводит к еще большему измельчению структуры стального каркаса псевдосплава, уменьшению толщины прослоек медной фазы (рис. 3, а), а также увеличению содержания остаточного аустенита на 20–25 % (рис. 3, б). Так как, из-за повышенного количества дефектов, имеет место ускорение диффузионных процессов, увеличивается количество меди и однородность по углероду в стальном участке. Структура стального каркаса представляет собой бесструктурный мартенсит (рис. 3, в).

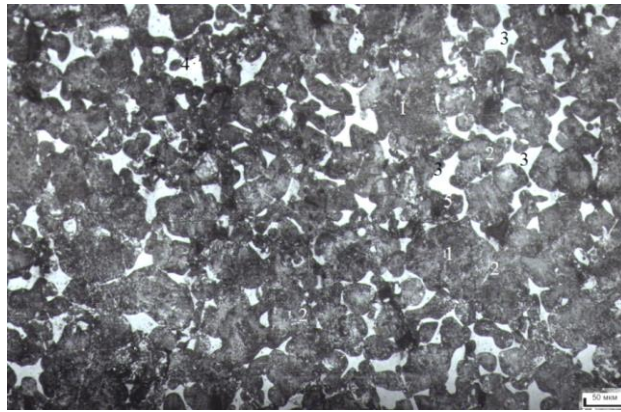


Рис. 1. Структура псевдосплава ЖГр1,2Мс1Д17О1 после инфильтрации:  
 1 – участки стального каркаса с перлитной структурой; 2 – включения цементита; 3 –  
 участки медной фазы; 4 – включения сульфида в медной фазе; 5 – включение сульфида  
 в участке стального каркаса

Fig. 1. The structure of the pseudoalloy HGr1,2Mx1D17O1 after infiltration:  
 1 – sections of the steel frame with a pearlite structure; 2 – inclusions of cementite;  
 3 – sections of the copper phase; 4 – inclusions of sulfide in the copper phase; 5 – inclusion  
 of sulfide in the section of the steel frame

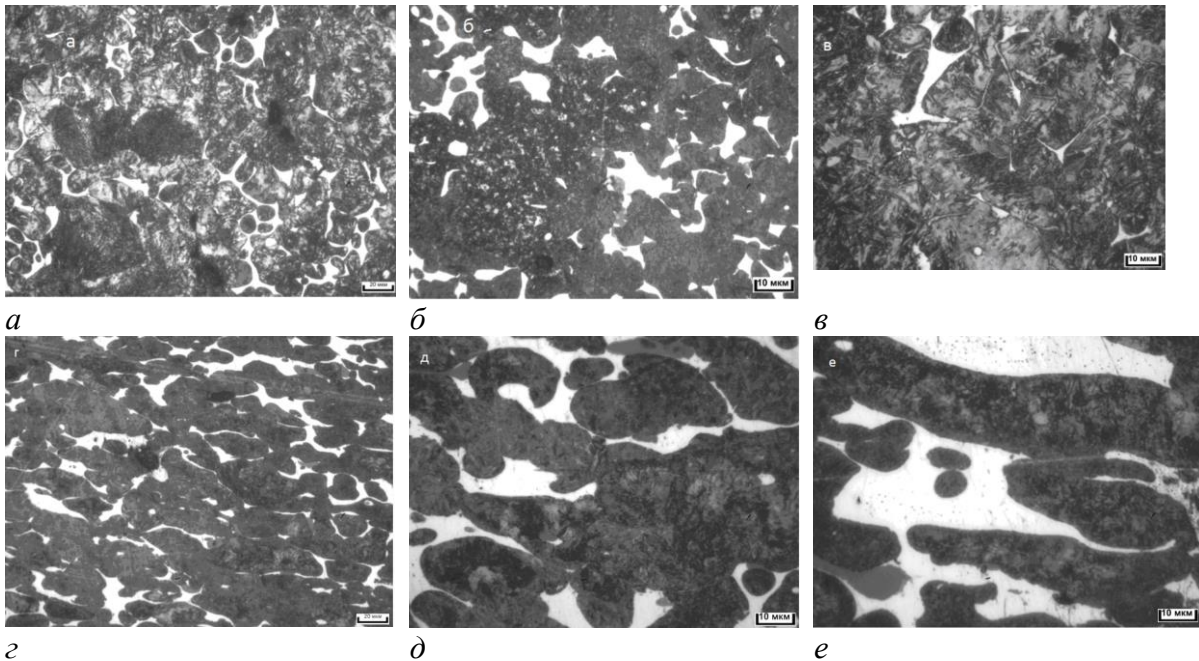
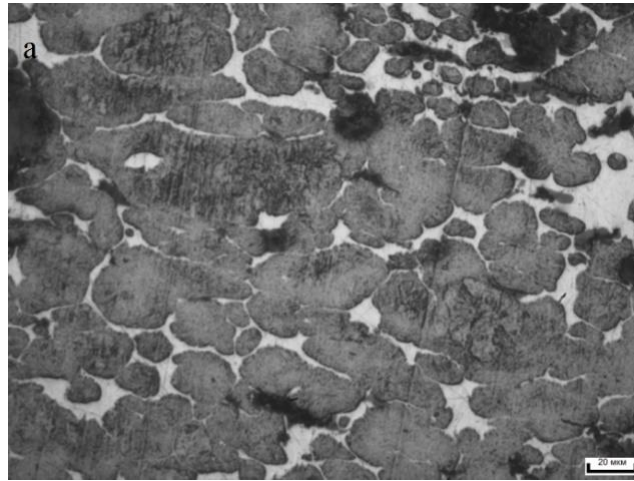
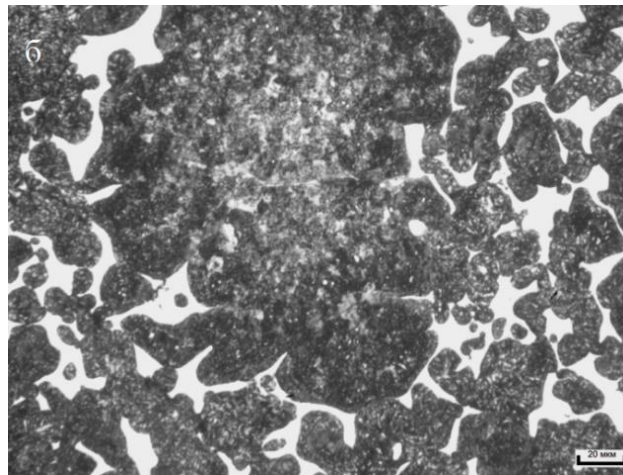


Рис. 2. Структура псевдосплава ЖГр1,2Мс1Д17О1 после ВТМО со степенью деформации 30 % и отпуска: *a, б, в* – в направлении, параллельном приложению нагрузки; *г, д, е* – в направлении, перпендикулярном приложению нагрузки; *a, б* – температура отпуска 200 °С; *в, г, д, е* – температура отпуска 500 °С

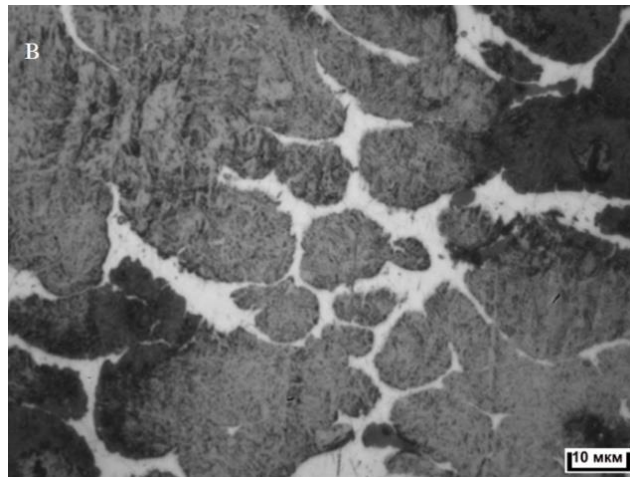
Fig. 2. The structure of the pseudo-alloy HGr1,2Mx1D17O1 after VTMO with a degree of deformation of 30 % and tempering: *a, b, c* – in the direction parallel to the application of the load; *d, e, f* – in the direction perpendicular to the application of the load; *a, b* – tempering temperature 200 °C; *c, d, e, f* – temperature acations 500 °C



*a*



*б*

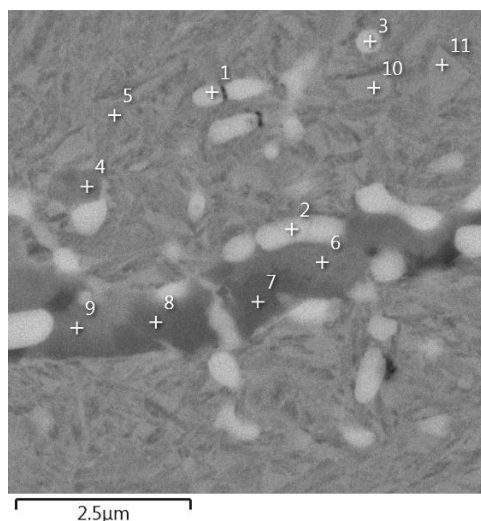


*в*

Рис. 3. Структура псевдосплава ЖГр1,2Мс1Д17О1 после VTMO со степенью деформации 50 % и отпуска при 550 °С: *a* – в направлении, перпендикулярном приложению нагрузки; *б, в* – в направлении, параллельном приложению нагрузки; *a, б* –  $\times 200$ ; *в* –  $\times 500$

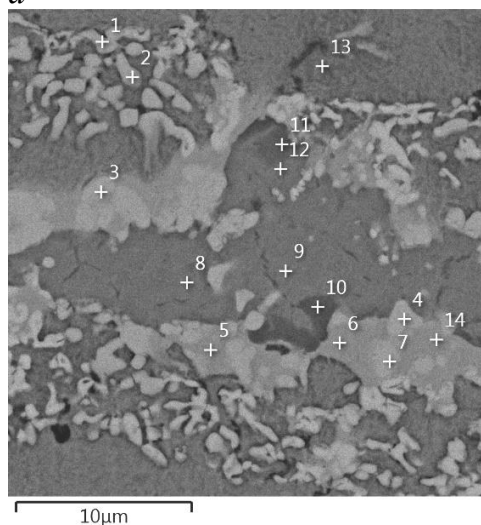
Fig. 3. The structure of the pseudo-alloy HGR1,2Mx1D17O1 after VTMO with a degree of deformation of 50 % and tempering at 550 °C: *a* – in the direction perpendicular to the application of the load; *b, c* – in the direction parallel to the application of the load; *a, b* –  $\times 200$ ; *c*  $\times 500$

Микрорентгеноспектральный анализ выявил, что в процессе ВТМО, вследствие активации диффузионных процессов, сульфиды молибдена распадаются и образуют сульфиды железа и меди различного состава (рис. 4, а, спектр б; рис. 4, б, спектры 8, 9, 12), а молибден легирует железную основу или образует карбид в виде белых округлых включений (рис. 4, а, спектры 1, 3; рис. 4, б спектры 1, 2, 3, 7), причем после ВТМО со степенью деформации 50 % таких включений значительно больше.



Спектр	S, %	Mo, %	Mn, %	Cu, %	Sn, %	Fe, %
1	0,9	36,8	0,0	2,8	0,1	ост.
2	4,1	28,9	1,6	6,7	0,0	ост.
3	0,7	35,8	0,0	2,5	0,0	ост.
4	7,1	12,5	0,3	23,9	0,0	ост.
5	0,1	2,2	0,1	4,9	0,0	ост.
6	16,1	3,3	5,0	36,2	0,1	ост.
7	18,0	3,1	25,8	12,5	0,2	ост.
8	16,9	11,8	22,3	11,3	0,3	ост.
9	15,5	9,3	4,1	29,0	0,2	ост.
10	0,2	2,15	0,1	5,7	0,1	ост.
11	0,0	2,2	0,0	6,1	0,0	ост.

а



Спектр	S, %	Mo, %	Mn, %	Cu, %	Sn, %	Fe, %
1	1,2	47,5	0,0	2,0	0,2	ост.
2	0,8	38,0	0,0	2,4	0,2	ост.
3	0,6	47,1	0,2	9,8	1,0	ост.
4	1,1	51,7	0,1	2,9	0,1	ост.
5	0,0	0,7	0,1	79,4	4,4	ост.
6	0,2	0,0	0,2	81,9	4,7	ост.
7	1,1	50,8	0,0	4,9	0,4	ост.
8	23,3	0,2	1,3	55,2	0,0	ост.
9	23,3	0,6	1,5	54,7	0,1	ост.
10	31,1	0,9	37,9	9,6	0,1	ост.
11	27,3	1,0	26,0	26,1	0,2	ост.
12	22,9	0,0	5,0	52,3	0,0	ост.
13	0,0	2,3	0,1	6,5	0,0	ост.
14	0,0	2,0	0,1	79,7	5,33	ост.

б

Рис. 4. Структура включения сульфида в обратно рассеянных электронах в псевдосплаве ЖГр1,2Мс1Д17О1 после ВТМО: а – со степенью деформации 30 %; б – со степенью деформации 50 %

Fig. 4. The structure of sulfide inclusion in backscattered electrons in the pseudo-alloy HGr1,2Mx1D17O1 after VTMO: a – with a degree of deformation of 30 %; b – with a degree of deformation of 50 %

**Заклучение.** Исследовано влияние ВТМО на прочность и структуру псевдосплава на основе железа, полученного инфильтрацией медным сплавом, показано,

что степень упрочнения при ВТМО зависит от степени деформации и определяется формируемой структурой. Структура псевдосплава после инфильтрации состоит из участков стального каркаса с практически однородной по углероду структурой перлита с небольшим количеством цементита, участков медной фазы, расположенных по границам и в стыках частиц стального каркаса и включений сульфидов, расположенных преимущественно в медной фазе. При высокотемпературной термомеханической обработке происходит измельчение структуры, образование макротекстуры, уменьшение толщины прослоек медной фазы, причем толщина прослоек зависит от степени деформации. От степени деформации зависит также структура стального каркаса, так, после ВТМО со степенью деформации 30 % структура состоит из бесструктурного мартенсита, троосто-мартенсита и остаточного аустенита, при этом в приграничных с медной фазой участках содержание углерода несколько меньше, со степенью деформации 50 % – бесструктурного мартенсита и на 20–25 % большего содержания аустенита, при этом распределение углерода более однородное, а изменение содержания меди, олова и железа плавное. Установлено, что при пластической деформации при ВТМО деформации подвергаются и включения сульфидов, кроме того, вследствие активации диффузионных процессов, сульфиды молибдена распадаются и образуют сульфиды железа и меди различного состава, молибден легирует железную основу или образует карбид.

### Литература

1. Латыпов, М. Г. Структура и свойства метастабильных псевдосплавов сталь – медь / М. Г. Латыпов, Е. В. Черепяхин, А. А. Шацов // Перспективные материалы. – 2008. – № 2. – С. 63–68.
2. Композиционные материалы в технике / Д. М. Карпинос [и др.]. – Киев : Техніка, 1985. – 152 с.
3. Семенов, А. П. Антифрикционные материалы : опыт применения и перспективы / А. П. Семенов // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2007. – № 12. – С. 21–36.
4. Иванов, В. В. Получение и свойства медьсодержащих композиционных материалов электротехнического назначения: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.06 / В. В. Иванов. – Красноярск, 2001. – 363 с.
5. Краснобаев, А. Г. Конструирование структуры композиционных материалов на основе железа с заданными функциональными свойствами : дис... канд. техн. наук: 05.02.01 / А. Г. Краснобаев. – Ростов-на-Дону, 2005. – 198 с.
6. Определение оптимального количества твердой смазки композиционных антифрикционных материалов / Г. Х. Карапетян [и др.] // Порошковая металлургия. – 1988. – № 6. – С. 85–88.
7. Брейтуэйт, Е. Р. Твердые смазочные материалы и антифрикционные покрытия / Е. Р. Брейтуэйт. – М. : Химия, 1967. – 245 с.
8. Анциферов, Н. Н. Конструктивная прочность концентрационно-неоднородных порошковых сталей / Н. Н. Анциферов, А. А. Масленников, В. Н. Шацов. – Пермь : Пермский Гостехуниверситет, 1996. – 206 с.
9. Шацов, А. А. Оптимизация состава и режима термообработки композиционного материала сталь – медь / А. А. Шацов // Известия вузов. Сер. Цветная металлургия. – 1998. – № 5. – С. 52–56.



10. Особенности текстурирования при холодной прокатке псевдосплавов / Минакова Р. В. [и др.] // Порошковая металлургия. – 2000. – № 1/2. – С. 88–96.
11. Effect of Multistage High Temperature Thermomechanical Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Reactor Steel / S. Akkuzin [et al] // Metals. – 2022. – 12 (1). – p. 63.
12. Smirnov. V. A. High-Temperature Thermomechanical Treatment of Alloyed Structural and Tool Steels / V. A. Smirnov, V. I. Filatov // Metal Science and Heat Treatment. – 2015. – № 56. – P. 9–10.
13. Бернштейн, М. Л. Термомеханическая обработка сталей / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина. – М. : Металлургия, 1983. – 480 с.
14. Дьячкова, Л. Н. Исследование структуры и свойств инфильтрированного материала на основе железа, подвергнутого термомеханической обработке / Л. Н. Дьячкова // Материалы, технологии, инструменты. – 2007. – Т. 12, № 3. – С. 46–51.
15. Дьячкова, Л. Н. Порошковые материалы на основе железа с повышенными механическими и триботехническими свойствами / Л. Н. Дьячкова. – Минск : Беларуская навука, 2020. – 203 с.
16. Дьячкова, Л. Н. Закономерности упрочнения псевдосплавов сталь – медный сплав, получаемых инфильтрацией, при горячей пластической деформации / Л. Н. Дьячкова // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2022. – Т. 67, № 2. – С. 156–166.
17. Бернштейн, М. Л. Структура деформированных металлов / М. Л. Бернштейн. – М. : Металлургия, 1977. – 431 с.
18. Дьячкова, Л. Н. Влияние термической обработки на структуру и свойства псевдосплава сталь – медный сплав, получаемого инфильтрацией / Л. Н. Дьячкова // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2021. – Т. 67, № 1. – С. 27–38.

УДК 621.724

### Восстановление деталей автомобилей многоструйным активированным дуговым напылением

*Изоитко В. М., канд. техн. наук; Буйкус К. В., канд. техн. наук  
Белорусский национальный технический университет  
220013, Беларусь, г. Минск, пр-т Независимости, 65  
Email: buikus@bntu.by*

**Аннотация.** Повышение физико-механических свойств газотермических покрытий требует решения задач термоактивации поверхности, нанесения нескольких слоев покрытий, получения композиционных покрытий и др. В настоящей работе приведены результаты исследования процесса активированного дугового напыления покрытий двумя аппаратами, расположенными на одной оси и направленными на противоположные стороны напыляемой поверхности детали.

**Ключевые слова:** активированное дуговое напыление, адгезионная прочность, когезионная прочность, пористость.