



Обработка металлов

(технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

Пластическая деформация белых чугунов

Дмитрий Суханов^{1,а,*}, Леонид Архангельский^{2,б}, Наталья Плотникова^{3,с},
Лариса Суханова^{1,д}, Александр Голиков^{1,е}

¹ Общество с ограниченной ответственностью «АСК-МСЦ», Научный проезд, 8, строение 1, г. Москва, 117246, Россия² Межрегиональная общественная организация «Творческий союз кузнецов», Таможенный проезд, 6, г. Москва, 111033, Россия³ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия^а  <http://orcid.org/0000-0002-0805-4543>,  suhanov7@mail.ru, ^б  <http://orcid.org/0000-0003-4202-2518>,  tigram.korolev@mail.ru,^с  <http://orcid.org/0000-0002-8005-1128>,  plotnikova1975@mail.ru, ^д  <http://orcid.org/0000-0002-1431-6183>,  suhanova.l@ask-msc.ru,^е  <http://orcid.org/0000-0002-5962-135X>,  golikov.a@ask-msc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.141.13

История статьи:

Поступила: 14 августа 2017

Рецензирование: 15 сентября 2017

Принята к печати: 6 ноября 2017

Доступно онлайн: 15 декабря 2017

Ключевые слова:

Белый чугун

Обработка давлением

Сталь ледебуритного класса

АННОТАЦИЯ

Цель работы: выявление причин высокой деформационной пластичности белых чугунов в обычных условиях ковочного производства. **Материалы и методы исследования.** Объектом исследования были выбраны высокочистые белые чугуны БЧ24А (2.42 % С, 0.092 % Si, 0.14 % Mn, 0.007 % P, 0.023 % S) и БЧ27А (2.78 % С, 0.021 % Si, 0.14 % Mn, 0.006 % P, 0.022 % S). Химический состав белых чугунов контролировали с помощью оптико-эмиссионного спектрометра типа ARL 3460. Деформацию сплавов осуществляли на пневматическом молоте МБ-412 с весом падающих подвижных частей 150 кг, предназначенного для кузнечных работ методом свободнойковки в условиях мелкосерийного производства. Нагрев образцов под термическую обработку осуществляли в камерной лабораторной печи типа ШОЛ 6/11. Структурные исследования проводили с помощью оптического микроскопа серии МЕТАМ РВ-21-2. **Результаты и обсуждения.** Выяснено, что деформация белых чугунов в обычных условиях ковочного производства возможна только при минимальном количестве постоянных примесей. Разработаны режимы высокотемпературных промежуточных отжига для осуществления процессаковки литых белых чугунов. Показано, что в процессе изотермического отжига в белых чугунах начинается процесс распада ледебурита в более устойчивые карбиды эвтектического типа, которые обеспечивают технологическую пластичность для последующей обработки давлением. Установлено, что деформация ускоряет процесс завершения распада ледебурита и способствует образованию ограниченных эвтектических карбидов. Изучено влияние чистоты белого чугуна на формирование особой морфологии избыточного цементита в виде ограниченных эвтектических карбидов. Исследована морфология избыточных карбидных фаз в литом состоянии после предварительного отжига и после деформации ковкой. Выяснена возможность протекания карбидных превращений в ледебурите высокочистого белого чугуна в процессе изотермического отжига. Установлено, что после интенсивной пластической деформации структура белого чугуна становится термически устойчивой благодаря появлению ограниченных эвтектических карбидов. Определено, что структура деформированного белого чугуна из-за отсутствия в ней ледебуритной составляющей, напоминает структуру легированных ледебуритных сталей. Разработаны рекомендации по контролю за морфологией образования ограниченных эвтектических карбидов в сплавах высокочистого белого чугуна.

Для цитирования: Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В., Суханова Л.Н., Голиков А.Ю. Пластическая деформация белых чугунов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 4 (77). – С. 43–54. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-43-54.

Введение

Нелегированные белые чугуны благодаря наличию в своей структуре ледебурита имеют высокую твердость и износостойкость, а также обладают более низкой себестоимостью по

сравнению со сталями ледебуритного класса. Общеизвестным считается, что белый чугун без легирующих карбидообразующих элементов из-за низкой технологической пластичности не имеет перспектив применения в качестве режущего либо износостойкого инструмента. В большинстве случаев белые чугуны используют для последующего передела в сталь либо в ковкий серый чугун с хлопьевидным графитом.

*Адрес для переписки

Суханов Дмитрий Александрович, к.т.н., директор

Общество с ограниченной ответственностью «АСК-МСЦ»

Научный проезд, 8, строение 1, 117246, г. Москва, Россия

Тел.: 8 (495) 775-17-55, e-mail: suhanov7@mail.ru

Как известно, структурно обоснованной границей между литым белым чугуном и высокоуглеродистой сталью является наличие в структуре аустенитно-карбидной эвтектики (ледебурита). По технологическим свойствам белый чугун обладает малой способностью к пластической деформации, т. е. в обычных условиях не поддается ковке. Такого мнения придерживались большинство советских специалистов в области чугунов и сталей [2–5]. В своей статье П.Ф. Нижниковская [6] отмечала, что деформировать нелегированный белый чугун можно только в условиях всестороннего сжатия. В обычных условиях ковочного производства белый чугун разрушается под молотом.

Анализ литературных данных [1–6] показал, что большинство исследователей в области чугунов и сталей склоняются к тому, что трудности, которые возникают при пластической деформации белых чугунов, связаны с наличием в структуре аустенитно-карбидной эвтектики.

Еще в первой половине XIX века русский металлург П.П. Аносов выплавлял тигельным способом высокоуглеродистые сплавы с содержанием углерода как в белом чугуне и подвергал их интенсивной пластической деформации ковкой, получая при этом высшие сорта булатной стали, такие как персидский «хорасан» и индийский «кара-табан». Особое внимание П.П. Аносов уделял чистоте своих тигельных сплавов. В 1868 году Д.К. Чернов в своем знаменитом докладе о полиморфизме железа утверждал [7], что «сталь, до сих пор употребляемая в промышленности и в искусствах, по преимуществу есть соединение

железа с углеродом. Чем чище это соединение в данном куске стали, тем лучше, тем выше его качество. Самая лучшая сталь, какую когда-либо где-либо делали, есть, без сомнения, булат». И здесь же он говорит следующее: «Исследования Аносова показали ясно, что загадка разрешается чистотой стали, и ему, как известно, удалось приготовить самые высокие сорта точного булата».

Необходимо отметить, что ключевыми словами и у П.П. Аносова (1841), и у Д.К. Чернова (1868) являются «чистота сплава». Традиционно считалось, что белые чугуны не обладают достаточной пластичностью для их деформирования. В более поздних исследованиях [8–17] появились сообщения о пластической деформации высокочистых сплавов с содержанием углерода от 2,0 до 3,5 % в обычных производственных условиях.

Целью данной работы является выявление причин высокой деформационной пластичности белых чугунов в обычных условиях ковочного производства.

Методика исследований

Объектом исследования были выбраны высокочистые сплавы БЧ24А и БЧ27А. Химический состав данных сплавов представлен в таблице. Выплавку сплавов проводили на научно-производственной базе ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина» в вакуумной индукционной печи VacuumIndustries в атмосфере азота. Вместимость тигля составляла около 7 кг (рис. 1).

Химический состав белых чугунов
Chemical composition of white cast irons

Сплав/Alloy	Химический элемент, % / Chemical element, %				
	C	Si	Mn	P	S
БЧ24А* / WCI24HQ	2,42	0,092	0,14	0,007	0,023
	Остальные элементы в сотых и тысячных долях / the other elements in the hundredths and thousandths proportions				
WCI27HQ **	2,78	0,021	0,14	0,006	0,022
	Остальные элементы в сотых и тысячных долях / the other elements in the hundredths and thousandths proportions				
* Расшифровка сплава БЧ24А: БЧ – белый чугун; 24 – 2,4 % углерода; А – высококачественный / Explanation of the alloy WCI24HQ: WCI – white cast iron; 24 – 2,4 % carbon; HQ – high-quality. ** Расшифровка сплава БЧ27А: БЧ – белый чугун; 27 – 2,7 % углерода; А – высококачественный / Explanation of the alloy WCI74HQ: WCI – white cast iron; 27 – 2,7 % carbon; HQ – high-quality.					



Рис. 1. Тигельные слитки ВЧ24А и ВЧ27А

Fig. 1. Crucible cast slabs of WCI24HQ and WCI27HQ.

После удаления головной и прибыльной частей получившиеся заготовки подвергали химическому анализу. Химический состав сплавов контролировали с помощью оптико-эмиссионного спектрометра типа ARL 3460.

Деформацию сплавов осуществляли на пневматическом молоте МБ-412 с весом падающих подвижных частей 150 кг, предназначенном для кузнечных работ методом свободной ковки в условиях мелкосерийного производства. Промежуточный нагрев проводили в кузнечном горне с нижним поддувом на древесном березовом угле. Температура промежуточного прогрева под ковку составляла не более 950...1000 °С с выдержкой 15 мин. Температура конца ковки не ниже 600...650 °С. Температуру начала и конца ковки контролировали пирометром АКИП-9310. Время замерочного цикла не превышало 5 с.

Нагрев образцов под термическую обработку осуществляли в камерной лабораторной печи типа СНОЛ 6/11. Структурные исследования проводили с помощью оптического микроскопа серии МЕТАМ РВ-21-2 в диапазоне увеличения от 50 до 1100 крат.

Результаты и их обсуждение

В современном понимании переклещенный белый чугун считается высокочистым, если в его состав в качестве постоянных примесей входят: Si – до 0,5 %, Mn – до 0,8 %, S – до 0,02 %, P – до 0,02 % (ГОСТ 805–95). Раскисление расплава кремнием и марганцем влияет положительно на процесс выплавки сплавов тигельным методом. Подавляется кипение, расплав переходит в по-

лупокое состояние, снижается дендритная и карбидная неоднородность. Полагают, что десятые доли процентов кремния и марганца, оставшиеся после раскисления расплава, не оказывают заметного воздействия на уровень механических свойств и не влияют на характер поведения сплавов при деформировании [1]. Однако данное утверждение справедливо для сталей доэвтектоидного и эвтектоидного состава. Для белых чугунов, имеющих в своей структуре ледебурит, влияние примесей в виде продуктов раскисления оказывает более заметное влияние на процесс охрупчивания во время пластической деформации.

В работе [6] отмечается, что «цементит, входящий в состав ледебурита, имеет неэластичную решетку из-за высоких барьеров Пайерлса-Набарро, обусловленных наличием жестких направленных ковалентных связей и заклинивающего воздействия углерода». При достижении критических напряжений сдвига, превышающих предел прочности цементита, происходит его хрупкое разрушение. В определенных условиях хрупкий цементит может проявлять деформационную пластичность, вследствие того что сжимающие напряжения окружающей более пластичной матрицы препятствуют распространению в нем трещин. Поэтому очень важно, чтобы матрица не имела абсолютно никаких вредных примесей, в том числе продуктов раскисления.

Проведенные ранее исследования в области превращения белых чугунов в булатные стали [17] показали, что присутствие постоянных примесей кремния и марганца более 0,2 % способствует охрупчиванию высокоуглеродистых сплавов при деформировании. Присутствие марганца более 0,2 % ограничивает рост дендритов аустенита при кристаллизации расплава, способствует преимущественному выделению игл видманштеттова цементита (рис. 2, а), стабилизирует перлитную матрицу при высокотемпературном отжиге. Присутствие кремния в количестве более 0,2 % сильно упрочняет феррит металлической основы и резко понижает пластичность сплава при деформировании в целом. Кроме того, он способствует образованию в белом чугуне элементов хрупкой скелетной эвтектики, которая при длительном изотермическом

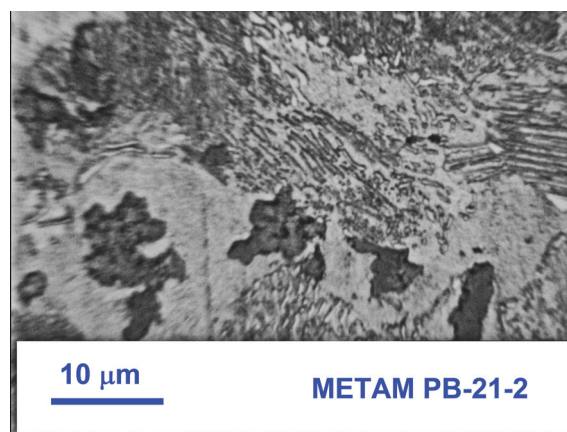
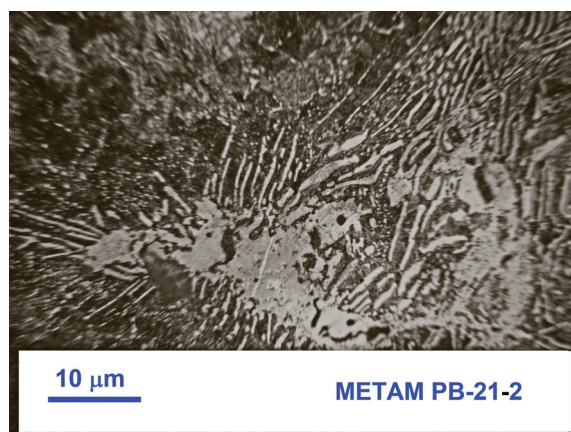


Рис. 2. Структура сплава БЧ27А, раскисленного марганцем до 0,6 % (а) и кремнием до 0,4 % (б)

Fig. 2. The structure of the manganese-killed to 0.6 % (a) and silicon-killed to 0.4 % (b) WCI27HQ alloy

отжиге превращается в графит хлопьевидного типа (рис. 2, б).

Исследования, описанные в работе [17], свидетельствуют о том, что форма и величина эвтектических карбидов, образовавшихся при дроблении и частичной перекристаллизации ледебурита, зависят не только от условийковки и термической обработки, но и от модифицирующих добавок. Например, в обычных условиях при раскислении кремнием и марганцем образуется ледебурит смешанной морфологии, который имеет элементы пластинчатой и сотовой структуры в одной колонии (рис. 3, а). Введение в расплав алюминия до 0,10 % способствует образованию в белом чугуна преимущественно ледебурита пластинчатой морфологии (рис. 3, б). При модифицировании расплава белого чугуна кальцийсодержащими элементами до 0,02 % образуется структура ледебурита преимущественно сотового типа (рис. 3, в). Таким образом, с помощью различных модификаторов можно получать белый чугун с заданной морфологией ледебурита. Ледебурит различной морфологии ведет себя в процессе пластической деформации по-разному. Это необходимо учитывать при разработке технологических параметров ковочного производства.

Структура высокочистых белых чугунов БЧ24А и БЧ27А после вакуумной индукционной плавки полностью соответствует классическим представлениям. При затвердевании сплавов вначале кристаллизуются дендриты первичного аустенита. Количество, величина и разветвленность дендритов аустенита определяются условиями охлаждения. При выполнении настоящих

исследований скорость охлаждения сплавов в керамических тиглях не превышала 1,5 °С/с. В обогащенных углеродом межденритных участках при переохлаждении расплава ниже 1147 °С начинается формирование и рост аустенитно-карбидной эвтектики (ледебурита). Структура после затвердевания белого чугуна БЧ24А и БЧ27А представляет собой сетку ледебурита, внутри которой распределены продукты распада аустенита – перлитная матрица с хаотично расположенными в ней иглами видманштеттова цементита. Структура таких сплавов после вакуумной плавки представлена на рис. 4.

После удаления головной и прибыльной частей слитки разделили на шесть частей. Получившиеся заготовки массой не более 800 г подвергли деформации ковкой на пневматическом кузнечном молоте с промежуточными прогревами в кузнечном горне при температуре 950 °С. Заканчивали ковку при остывании образца до 650 °С. Первоначально литая заготовка трудно поддавалась пластической деформации под молотом (упруго демпфировала). Однако после трех проходов на малом ходу падающего молота с поворотом заготовки на 90° процесс деформации ковкой осуществлялся намного легче. В результате деформации получили брикет толщиной около 20,0 мм, полосу толщиной 6,0 мм и полосу толщиной 3,0 мм (рис. 5).

Металлографический анализ кованных образцов показал, что в деформированном брикете толщиной 20,0 мм структура сплавов БЧ24А и БЧ27А имеет неоднородный характер. В структуре сохраняются участки раздробленного и вытянутого в направленииковки деформированного ледебурита

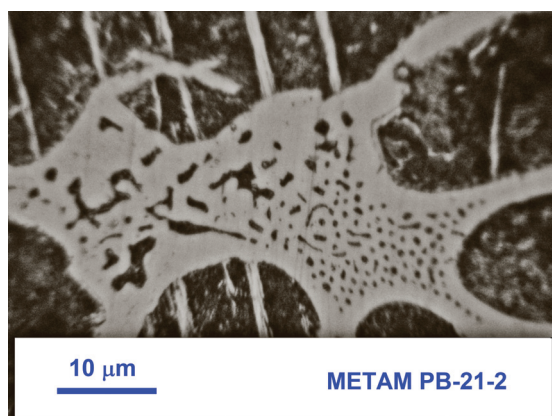
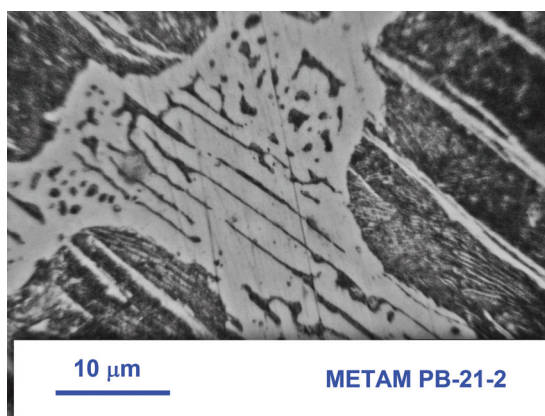
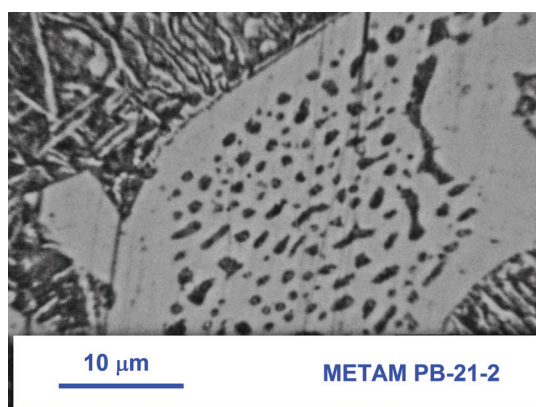
*a**б**в*

Рис. 3. Морфология ледебурита сплава БЧ27А:

a – смешанная; *б* – пластинчатая; *в* – сотовая

Fig. 3. WC127HQ alloy ledeburite morphology:

a – lamellar-cellular; *б* – lamellar; *в* – cellular

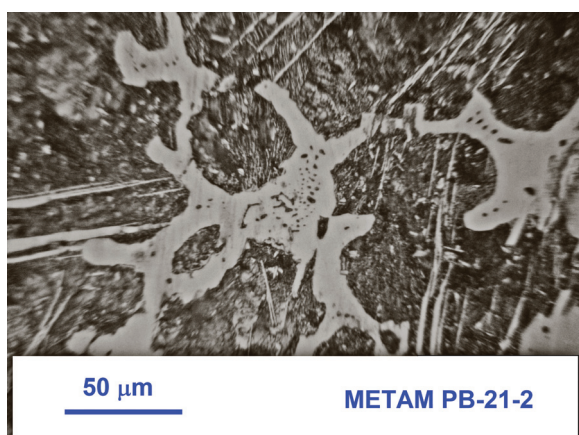
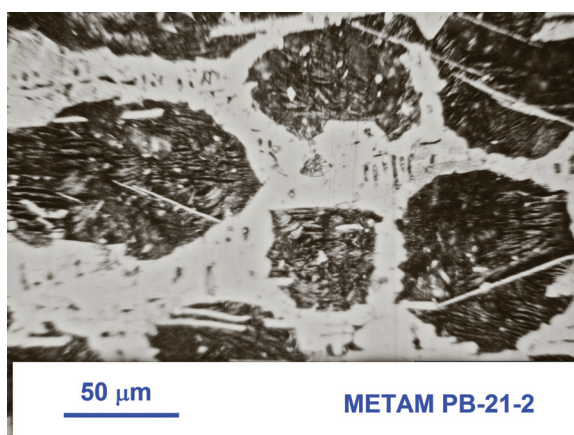
*a**б*

Рис. 4. Структура белого чугуна после вакуумной плавки:

a – БЧ24А; *б* – БЧ27А

Fig. 4. Structure White Cast Iron after melting:

a – WC124HQ; *б* – WC127HQ

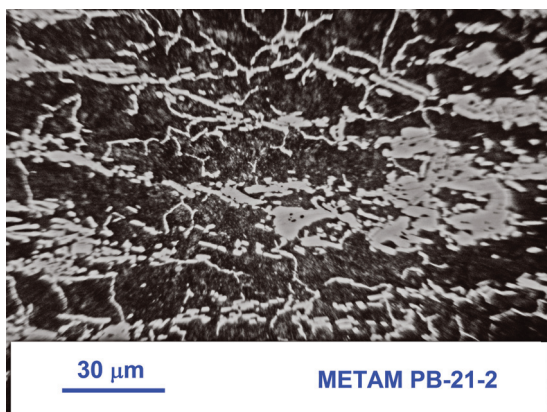


Рис. 5. Образцы белого чугуна БЧ27А послековки

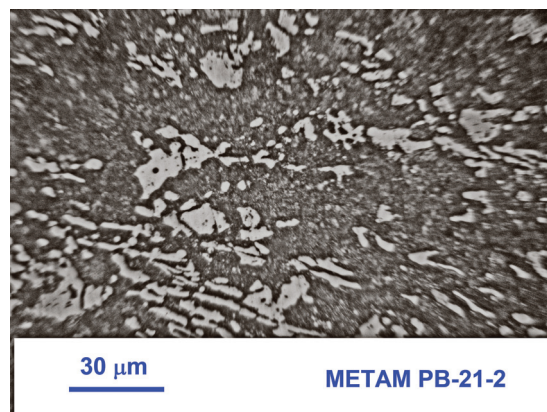
Fig. 5. Samples of white cast iron WCI-27HQ after forging

(рис. 6, а–в). В некоторых местах наблюдаются остатки цементитной сетки и видманштеттова цементита. Металлографические исследования образцов, деформированных в полосу толщиной 6 мм, показали, что частицы цементита, входящие в состав эвтектики, становятся более округлой формы, без ярко выраженных острых углов (рис. 6, б–г). Свойства сплавов с такой структурой будут еще достаточно низкими из-за неоднородности карбидов избыточной фазы.

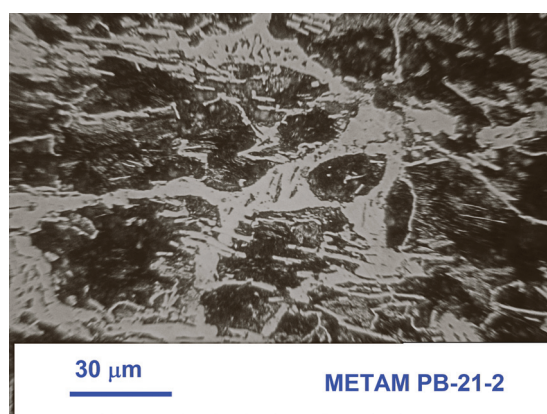
Для получения стабильных результатов и заданных параметров структуры, в частности, чтобы весь избыточный цементит в белом чугуне после деформации превратился в устойчивые карбидные образования равноосной формы, требуется разработать технологический цикл подготовительных операций перед ковкой.



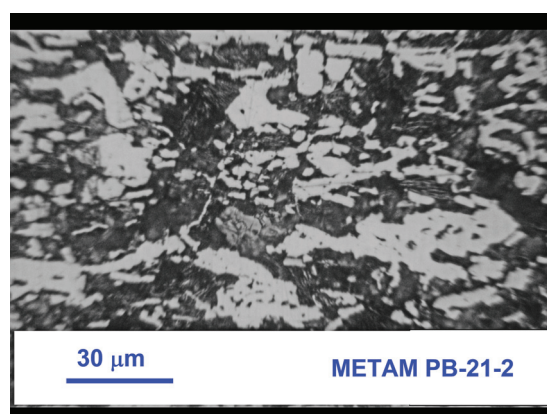
а



б



в



г

Рис. 6. Структура деформированных ковкой белых чугунов:

а – брикет толщиной 20 мм из сплава БЧ24А; б – полоса толщиной 6 мм из сплава БЧ24А; в – брикет толщиной 20 мм из сплава БЧ27А; г – полоса толщиной 6 мм из сплав БЧ27А

Fig. 6. The structure of the forged white cast iron:

а – WCI24HQ alloy 20 mm thick preform; б – WCI24HQ alloy 6 mm thick strip; в – WCI27HQ alloy 20 mm thick preform; г – WCI27HQ alloy 6 mm thick strip

В настоящей работе предлагается перед ковочным циклом литых слитков из высокочистого белого чугуна проводить дополнительную операцию, представляющую собой изотермический высокотемпературный отжиг.

В работе П.П. Аносова [7] показано, что при продолжительном отжиге в течение трех суток в калильной печи при температуре около 850...950 °С литая сталь может быть преобразована в булат. В работах [18–20] подробно описаны этапы увеличения деформационной пластичности высокоуглеродистых сплавов, содержащих 2,25 % углерода, при перекристаллизации ледебуритных колоний в эвтектические карбиды в процессе высокотемпературного изотермического отжига.

Длительность изотермической выдержки напрямую связана с температурой отжига. Чем выше температура отжига, тем меньше нужно времени для активации диффузионных процессов. В данной работе была поставлена задача снизить время изотермической выдержки, увеличив температуру отжига.

Нижним пределом изотермического отжига является температура эвтектоидного распада, которая соответствует 727 °С. Ниже этой температуры не происходят полиморфные превращения, а диффузионная активность атомов углерода очень низкая. Для получения обособленных монокристаллических карбидных образований потребуется длительная изотермическая выдержка, составляющая более 10 суток. Верхним пределом изотермического отжига является температура эвтектического распада, которая для высокочистых белых чугунов составляет около 1147 °С. Выше этой температуры велика вероятность появления жидкой фазы, что негативно отразится на структуре сплавов.

На литых образцах из сплава БЧ24А проводили высокотемпературный отжиг в течение двух часов при температурах 840, 940, 1040 и 1140 °С в герметично закрытом керамическом тигле, для предотвращения обезуглероживания поверхности материала. Повышение температуры отжига при одной и той же продолжительности изотермической выдержки способствует заметным структурным изменениям в литом сплаве БЧ24А. Микроструктура отожженных образцов представлена на рис. 7, а–г.

При 840 °С не наблюдается видимых изменений в морфологии карбидной фазы, сохраняется

видманштеттова структура цементита и сотовая структура ледебурита (см. рис. 7, а). Деформация ковкой такой структуры приводит к дроблению ледебуритной сетки и выделений избыточного цементита (рис. 8, а).

Кроме того, наблюдаются многочисленные ледебуритные осколки, что будет негативно сказываться на эксплуатационных свойствах.

При температуре изотермической выдержки 940 °С на поверхности пластин видманштеттова цементита в местах контакта с аустенитной фазой появляются выступы в виде шипов, которые свидетельствуют о начале процесса сфероидизации (см. рис. 7, б). В основе этого процесса лежит диффузионный перенос углерода от выпуклых участков цементита с большей кривизной поверхности к участкам с меньшей кривизной поверхности.

В результате пластины цементита становятся более короткими с округлыми краями.

С увеличением времени выдержки вытянутые включения избыточного цементита превращаются в округлые частицы. Сглаживание острых углов наблюдается и в колониях ледебурита. Уменьшение межфазных поверхностей при изменении морфологии цементита с пластинчатой на округлую сопровождается снижением свободной энергии, что благоприятно отражается на повышении пластических свойств сплава.

В результате деформации образцов, оттоженных при температуре 940 °С, образуются короткие пластинчатые кристаллы избыточного цементита и осколки ледебурита (рис. 8, б).

После отжига при температуре 1040 °С в структуре сплава отсутствуют пластины видманштеттова цементита. Наблюдается разорванная цементитная сетка, связывающая колонии ледебурита (см. рис. 7, в). Происходит процесс коалесценции карбидов, состоящий в росте крупных кристаллов за счет растворяющихся мелких. Особенно благоприятные условия растворения частиц избыточного цементита наблюдаются вблизи вогнутой межфазной поверхности ледебуритной колонии. По границам аустенитных зерен углерод диффундирует к ледебуриту, наслаиваясь на кромку ледебуритной колонии. Частицы цементита вблизи поверхности ледебурита постепенно исчезают. Межфазная граница между ледебуритом и аустенитной матрицей становится менее протяженной. Со-

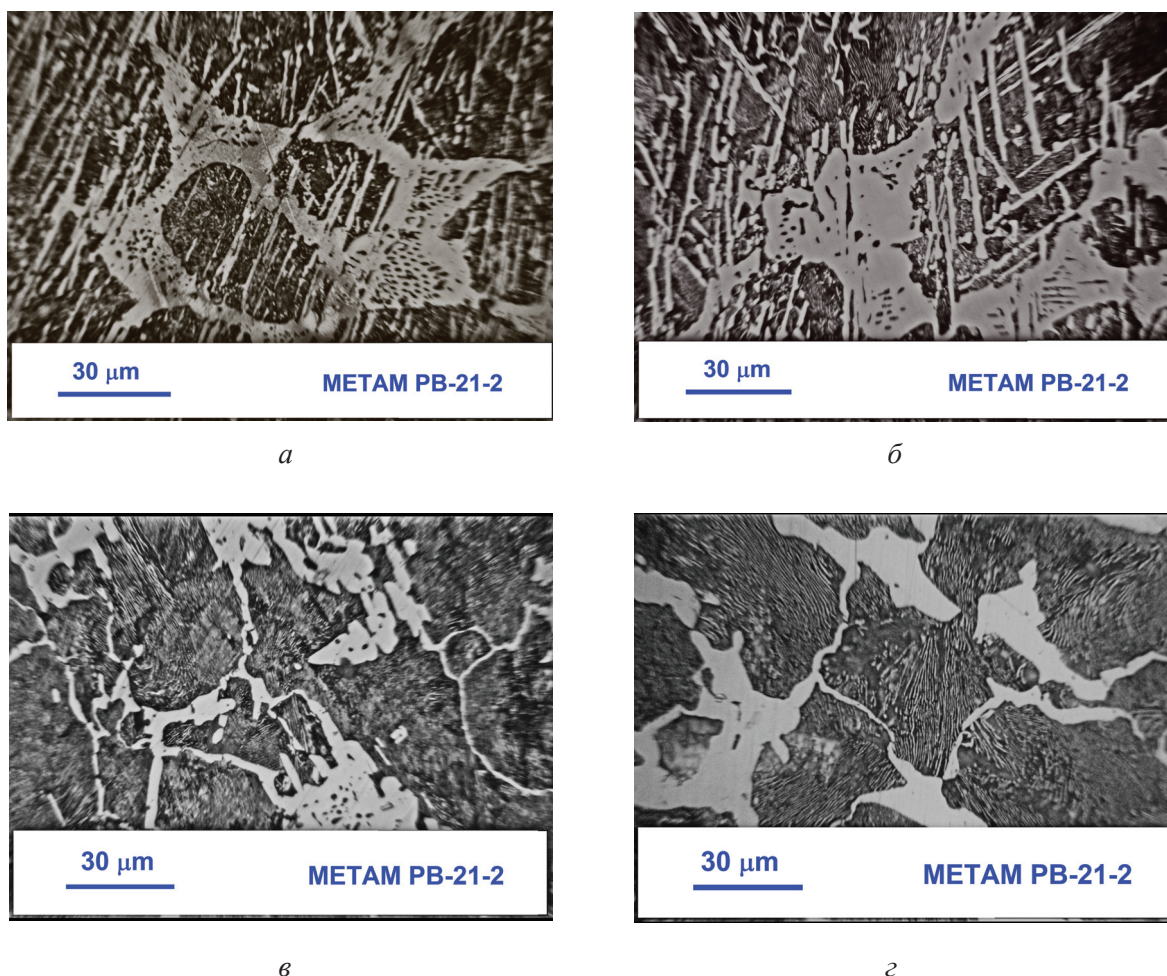


Рис. 7. Структура сплава ВЧ24А после отжига в течение двух часов:

a – 840 °C; *б* – 940 °C; *в* – 1040 °C; *г* – 1140 °C

Fig. 7. Structure of WC124HQ alloy after annealing for 2 hours:

a – 840 °C; *б* – 940 °C; *в* – 1040 °C; *г* – 1140 °C

хранение в структуре сплава ледебуритных колоний на межфазных границах свидетельствует о незавершенности диффузионных процессов. Для завершения диффузионных процессов с целью получения в структуре вместо ледебуритных колоний плотных монокристаллических карбидных образований необходимо увеличить время изотермической выдержки.

Последующая горячая деформация ускоряет процесс превращения ледебурита в более стабильные монокристаллические карбиды. Однако наблюдается все еще неоднородная структура, так как в ней наряду с эвтектическими карбидами присутствуют осколки ледебуритной эвтектики (рис. 8, в). Необходимо отметить, что материал с такой структурой характеризуется повышенной пластичностью.

В структуре сплава после изотермической выдержки при 1140 °C практически отсутству-

ют ледебуритные колонии (см. рис. 7, г). Наблюдаются в основном монокристаллические карбиды в перлитной матрице. С повышением температуры отжига диффузионные процессы в материале протекают очень активно. Углерод из мест с повышенной его концентрацией диффундирует в места с пониженной концентрацией. Об этом свидетельствует исчезновение кристаллов видманштеттова цемента и ледебуритных колоний, на месте которых образуются крупные монокристаллические карбиды эвтектического типа. После последующей интенсивной пластической деформации структура белого чугуна становится более устойчивой и стабильной за счет появления ограниченных эвтектических карбидов, напоминающих по своей морфологии эвтектические карбиды штамповых и быстрорежущих сталей (рис. 8, г).

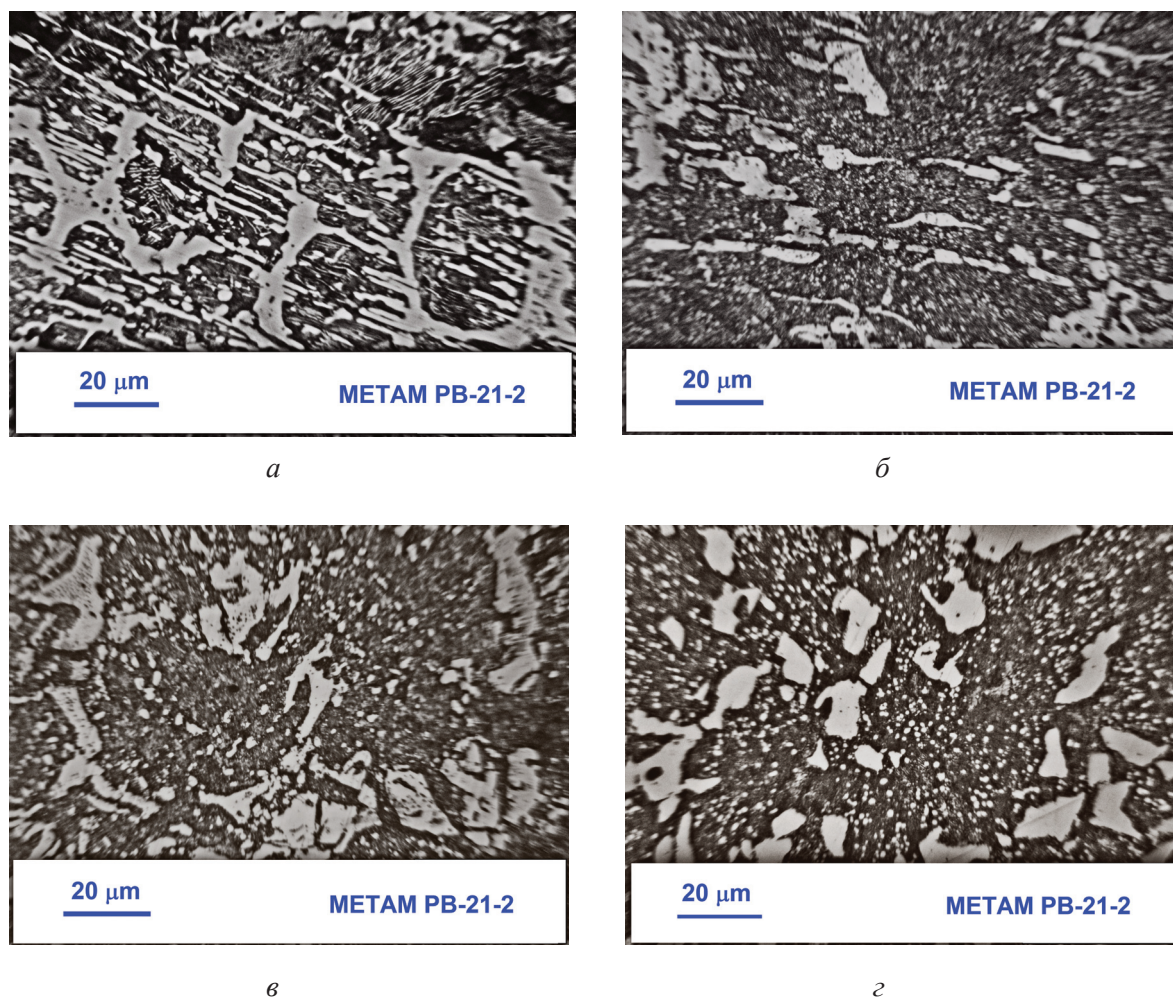


Рис. 8. Структура деформированного сплава БЧ24А после изотермического отжига:

a – 840 °C; *б* – 940 °C; *в* – 1040 °C; *з* – 1140 °C

Fig.8. Structure of the deformed WCI24HQ alloy after isothermal annealing:

a – 840 °C; *б* – 940 °C; *в* – 1040 °C; *з* – 1140 °C

Выводы

Слитки из белого чугуна с содержанием 2,4...2,7 % углерода, очищенные от всех посторонних примесей, можно подвергать интенсивной ковке в обычных производственных условиях. Для облегчения процесса деформации необходимо слиток из белого чугуна предварительно отжечь при температуре 1140 °C в течение двух часов с целью получения в структуре монокристаллических карбидов. Такая технологическая операция приводит к уменьшению межфазных поверхностей и тем самым снижает свободную энергию сплава в целом и соответственно увеличивает деформационную пластичность в процессековки.

Деформация ускоряет процесс превращения ледебурита в более стабильные ограненные эвтектические карбиды. Ограненные эвтектиче-

ские карбиды размерами от 5 до 20 мкм термически устойчивы при высоких температурах, так как не растворяются в аустените вплоть до температур эвтектического распада (1147 °C).

Список литературы

1. Кащенко Г.А. Основы металловедения. – М.; Л.: Машгиз, 1959. – 395 с.
2. Окнов М.Г. Металлография чугуна. – Л.; М.: Металлургиздат, 1938. – 164 с.
3. Бочвар А.А. Металловедение. – М.: Металлургиздат, 1956. – 495 с.
4. Бунин К.Н. Отбеленный чугун. – М.: Металлургиздат, 1947. – 90 с.
5. Богачев И.Н. Металлография чугуна. – М.: Машгиз, 1952. – 367 с.
6. Нижниковская П.Ф. Структура и пластичность железоуглеродистых сплавов эвтектического типа // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. – № 9. – С. 5–9.

7. Чернов Д.К. Избранные труды по металлургии и металловедению / под ред. В.Д. Садовского. – М.: Наука, 1983. – 447 с.
8. Гаев И.С. Булат и современные железоуглеродистые сплавы // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1965. – № 9. – С. 17–24.
9. Structure of bulat / V.M. Schastlivtsev, V.N. Urtsev, A.V. Shmakov, V.N. Degtyarev, A.Ya. Nakonechnyi, E.D. Mokshin, I.L. Yakovleva // The Physics of Metals and Metallography. – 2013. – Vol. 114, iss. 7. – P. 596–603. – doi: 10.1134/S0031918X13070107.
10. Verhoeven J.D. Damascus steel, Part 1: Indian wootz steel // Metallography. – 1987. – Vol. 20, iss. 2. – P. 145–151. – doi: 10.1016/0026-0800(87)90026-7.
11. Verhoeven J.D., Peterson D.T. What is a Damascus steel? // Materials Characterization. – 1992. – Vol. 29, iss. 3. – P. 335–341.
12. Хмара Л., Серко А. Инструмент из булатной стали // Техника и наука. – 1977. – № 7. – С. 7–9.
13. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Gibson E.D. Wootz Damascus steel blades // Materials Characterization. – 1996. – Vol. 37, iss. 1. – P. 9–22. – doi: 10.1016/S1044-5803(96)00019-8.
14. Wadsworth J., Sherby O.D. Response to Verhoeven comments on Damascus steel // Materials Characterization. – 2001. – Vol. 47. – P. 163–165. – doi: 10.1016/S1044-5803(01)00184-X.
15. Структурно фазовое состояние Fe-содержащих сплавов, модифицированных ультра- и нанодисперсными порошками оксидов d-металлов / А.П. Зыкова, И.А. Курзина, М.Ю. Новомейский, А.С. Князев, А.А. Никулина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 4 (57). – С. 72–78.
16. Wadsworth J. Atcheometallurgy related to swords // Materials Characterization. – 2015. – Vol. 99. – P. 1–7. – doi: 10.1016/j.matchar.2014.10.019.
17. Sukhanov D.A., Arkhangel'skiy L.B. Damascus steel microstructure // Metallurgist. – 2016. – Vol. 59, iss. 9. – P. 818–822. – doi: 10.1007/s11015-016-0178-x.
18. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В. Морфология избыточной карбидной фазы в высокоуглеродистых сплавах типа булат // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2016. – № 4 (73). – С. 43–51. – doi: 10.17212/1994-6309-2016-4-43-51.
19. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Wootz: cast iron or steel? // Materials Sciences and Applications. – 2016. – Vol. 7, iss. 11. – P. 792–802. – doi: 10.4236/msa.2016.711061.
20. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В. Природа угловатых карбидов в булатной стали // Металлург. – 2017. – № 1. – С. 64–69.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2017 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



White Cast Iron Plastic Deformation

Dmitry Sukhanov^{1, a, *}, Leonid Arhangelskiy^{2, b}, Natalya Plotnikova^{3, c},
 Larisa Sukhanova^{1, d}, Golikov Aleksandr^{1, e}

¹ Metal service center ASK-MSC Company, 8 Nauchny proezd, Moscow, 117246, Russian Federation

² Interregional public organization "Creative Union of Blacksmiths", 6 Tamozhennyi proezd, Moscow, 111033, Russian Federation

³ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a <http://orcid.org/0000-0002-0805-4543>, suhanov7@mail.ru, ^b <http://orcid.org/0000-0003-4202-2518>, tigram.korolev@mail.ru,

^c <http://orcid.org/0000-0002-8005-1128>, plotnikova1975@mail.ru, ^d <http://orcid.org/0000-0002-1431-6183>, suhanova.l@ask-msc.ru,

^e <http://orcid.org/0000-0002-5962-135X>, golikov.a@ask-msc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 August 2017

Revised: 15 September 2017

Accepted: 6 November 2017

Available online: 15 December 2017

Keywords:

White cast iron

Wootz

Steel of ledeburite class

ABSTRACT

Purpose: to identify the reasons for the high deformation plasticity of white cast iron under the usual conditions of forging production. **Materials and methods:** high-purity white cast irons WCI24HQ (2.42% C, 0.092% Si, 0.14% Mn, 0.007% P, 0.023% S) and WCI27HQ (2.78% C, 0.021% Si, 0.14% Mn, 0.006% P, 0.022% S) were selected as the objects of the study. The alloys chemical composition is controlled using an ARL 3460 optical emission spectrometer. Alloys were deformed on a MB-412 pneumatic hammer with the weight of falling moving parts of 150 kg. The MB-412 pneumatic hammer is designed for open die forging in small-scale production. The samples heat treatment is carried out in a laboratory chamber furnace SNOL 6/11. Structural studies are carried out using an optical microscope METAM RV-21-2. **Results and discussion:** it is found that the deformation of white cast iron under the usual conditions of forging production is possible only with a minimum amount of constant impurities. Modes of high-temperature intermediate annealing are developed for the process of white cast irons forging. It is shown that in the process of isothermal annealing of white cast iron, the process of ledeburite decaying into more stable eutectic carbides begins, which ensure technological plasticity for subsequent pressure treatment. It is established that the deformation accelerates the ledeburite decaying and promotes the formation of faceted eutectic carbides. The influence of the purity of white cast iron on the formation of a special morphology of excess cementite in the form of faceted eutectic carbides is studied. The morphology of excess carbide phases in the cast state, after preliminary annealing and after deformation by forging, is studied. The possibility of carbide transformations in the ledeburite of high-purity white iron during the process of isothermal annealing is elucidated. It is established that after a severe plastic deformation the structure of white cast iron becomes thermally stable due to the appearance of faceted eutectic carbides. It is determined that the structure of deformed white cast iron, due to the lack of a ledeburite component, resembles the structure of alloyed ledeburite steels. The recommendations for monitoring the formation of faceted eutectic carbides in high-purity white irons are developed.

For citation: Sukhanov D.A., Arhangelskiy L.B., Plotnikova N.V., Sukhanova L.N., Golikov A.Yu. White Cast Iron Plastic Deformation. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 4 (77), pp. 43–54. doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-43-54. (In Russian).

References

1. Kashchenko G.A. *Osnovy metallovedeniya* [Fundamentals of metallography]. Moscow, Leningrad, Mashgiz Publ., 1959. 395 p.
2. Oknov M.G. *Metallografiya chuguna* [Metallography of cast iron]. Leningrad, Moscow, Metallurgizdat Publ., 1938. 164 p.

* Corresponding author

Suhanov Dmitriy A., Ph.D. (Engineering), Director
 Metal service center ASK-MSC Company,
 8 Nauchny proezd, Moscow,
 117246, Russian Federation
 Tel.: 8 (495) 775-17-55, e-mail: suhanov7@mail.ru

3. Bochvar A.A. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1956. 495 p.
4. Bunin K.N. *Otbelennyi chugun* [Bleached cast iron]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1947. 90 p.
5. Bogachev I.N. *Metallografiya chuguna* [Metallography of cast iron]. Moscow, Mashgiz Publ., 1952. 367 p.
6. Nizhnikovskaya P.F. Struktura i plastichnost' zhelezouglerodistykh splavov evtekticheskogo tipa [Structure and plasticity of iron-carbon alloys of eutectic type]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1984, no. 9, pp. 5–9. (In Russian).
7. Chernov D.K. *Izbrannye trudy po metallurgii i metallovedeniyu* [Selected works by metallurgy and metal science]. Ed. by V.D. Sadovskii. Moscow, Nauka Publ., 1983. 447 p.
8. Gaev I.S. Bulat i sovremennye zhelezouglerodistye splavy [Damascus steel and modern iron-carbon alloys]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1965, no. 9, pp. 17–24. (In Russian).
9. Schastlivtsev V.M., Urtsev V.N., Shmakov A.V., Degtyarev V.N., Nakonechnyi A.Ya., Mokshin E.D., Yakovleva I.L. Structure of bulat. *The Physics of Metals and Metallography*, 2013, vol. 114, iss. 7, pp. 596–603. doi: 10.1134/S0031918X13070107.
10. Verhoeven J.D. Damascus steel, Part 1: Indian wootz steel. *Metallography*, 1987, vol. 20, iss. 2, pp. 145–151. doi: 10.1016/0026-0800(87)90026-7.
11. Verhoeven J.D., Peterson D.T. What is a Damascus steel? *Materials Characterization*, 1992, vol. 29, iss. 3, pp. 335–341.
12. Khmara L., Serko A. Instrument iz bulatnoi stali [Tool made of bulat steel]. *Tekhnika i nauka = Technology and Science*, 1977, no. 7, pp. 7–9.
13. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Gibson E.D. Wootz Damascus steel blades. *Materials Characterization*, 1996, vol. 37, iss. 1, pp. 9–22. doi: 10.1016/S1044-5803(96)00019-8.
14. Wadsworth J., Sherby O.D. Response to Verhoeven comments on Damascus steel. *Materials Characterization*, 2001, vol. 47, iss. 2, pp. 163–165. doi: 10.1016/S1044-5803(01)00184-X.
15. Zykova A.P., Kurzina I.A., Novomeiskii M.Yu., Knyazev A.S., Nikulina A.A. Strukturno fazovoe sostoyanie Fe-soderzhashchikh splavov, modifitsirovannykh ul'tra- i nanodispersnymi poroshkami oksidov d-metallov [Structural-phase composition of the Fe-contained alloyed, modified with ultra- and nanodispersed powders of d-metals oxides]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2012, no. 4 (57), pp. 72–78.
16. Wadsworth J. Atcheometallurgy related to swords. *Materials Characterization*, 2015, vol. 99, pp. 1–7. doi: 10.1016/j.matchar.2014.10.019.
17. Sukhanov D.A., Arkhangelskii L.B. Damascus steel microstructure. *Metallurgist*, 2016, vol. 59, iss. 9–10, pp. 818–822. doi: 10.1007/s11015-016-0178-x.
18. Sukhanov D.A., Arhangelskiy L.B., Plotnikova N.V. Morfologiya izbytochnoi karbidnoi fazy v vysokouglerodistykh splavakh tipa bulat [The morphology of the carbides in high-carbon alloys such as damascus steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 4 (73), pp. 43–51. doi: 10.17212/1994-6309-2016-4-43-51.
19. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Wootz: cast iron or steel? *Materials Sciences and Applications*, 2016, vol. 7, iss. 11, pp. 792–802. doi: 10.4236/msa.2016.711061.
20. Sukhanov D.A., Arkhangelskii L.B., Plotnikova N.V. Priroda uglovatykh karbidov v bulatnoi stali [Nature of angular carbides in damascus steel]. *Metallurg = Metallurgist*, 2017, no. 1, pp. 64–69.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.