

## ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ БЕЛЫХ ЧУГУНОВ

Д.А. СУХАНОВ<sup>1</sup>, канд. техн. наук  
Л.Б. АРХАНГЕЛЬСКИЙ<sup>2</sup>, кузнец-оружейник  
Н.В. ПЛОТНИКОВА<sup>3</sup>, канд. техн. наук, доцент  
(<sup>1</sup>ООО «АСК-МСЦ», г. Москва,  
<sup>2</sup>Союз кузнецов России, г. Москва  
<sup>3</sup>НГТУ, Новосибирск)

Суханов Д.А. – 117246, Москва, Научный проезд, 8 строение 1  
ООО «АСК-МСЦ» (металлосервисный центр)  
E-mail: [suhanov7@mail.ru](mailto:suhanov7@mail.ru)

Выяснено, что деформация белых чугунов в обычных условиях ковочного производства возможна только при минимальном количестве постоянных примесей. Разработаны режимы высокотемпературных промежуточных отжигов, которые облегчают деформацию ковкой в обычных производственных условиях. Показано, что в процессе изотермического отжига в белых чугунах начинается процесс распада ледебурита в более устойчивые карбиды эвтектического типа, обеспечивая технологическую пластичность для последующей обработки давлением. Установлено, что деформация ускоряет процесс завершения распада ледебурита и способствует образованию более стабильных эвтектических карбидов призматической морфологии. Определено, что структура деформированного белого чугуна, из-за отсутствия в ней ледебуридной составляющей, больше тождественна со структурой легированных ледебуритных сталей.

### Введение

Нелегированные белые чугуны, благодаря наличию в своей структуре избыточной карбидной фазы в виде ледебурита, имеют высокую твердость и износостойкость, а также обладают более низкой себестоимостью по сравнению со сталями ледебуритного класса. Общепринятым мнением считается, что белый чугун без легирующих карбидообразующих элементов, из-за низкой технологической пластичности, не имеет перспектив в качестве режущего либо износостойкого инструмента. В большинстве случаев, белые чугуны применяются в качестве последующего передела либо в сталь, либо в ковкий серый чугун с хлопьевидным графитом.

Как известно, структурно обоснованной границей между белым чугуном и высокоуглеродистой сталью, является наличие в структуре аустенитно-карбидной эвтектики (ледебурита). По технологическим свойствам белый чугун обладает малой способностью к пластической деформации, то есть в обычных условиях не поддается ковке. Проф. Г.А. Кащенко [1] сформулировал данное положение так: «Этот признак – отсутствие ковкости – отличает в практике чугуны от стали». Данного вердикта придерживались еще в XIX веке немецкий металлург Карл-Бернард Карстен [2] и профессор Д.К. Чернов [3], из-за присутствия в белом чугуне постоянных вредных примесей. В XX веке данное положение стало догмой и его придерживалось уже большинство советских специалистов в области чугунов и сталей, например, проф. М.Г. Окнов [4], проф. А.А. Бочвар [5], проф. К.П. Бунин [6], проф. И.Н. Богачев [7] и др. В своей статье проф. П.Ф. Нижниковская [8] отмечала, что «деформировать нелегированный белый чугун можно только в условиях всестороннего сжатия». В обычных условиях ковочного производства белый чугун рассыпается под молотом.

Анализ литературных данных [1-8] 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 типа ледебурит. С нашей точки зрения, ледебурит конечно менее благоприятен в ковке, но не является первопричиной столь низкой технологической пластичности.

Еще в первой половине XIX века русский металлург П.П. Аносов [9] выплавлял тигельным способом высокоуглеродистые сплавы с содержанием углерода как в белом чугуна и подвергал их интенсивной пластической деформации ковкой, получая 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 [3], 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 качества. 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 восточного булата».

Заметим, что ключевым словом у П.П. Аносова (1841) и у Д.К. Чернова (1868) прозвучало «чистота сплава». Данная мысль не отпускала многих исследователей, в результате чего, в некоторых работах [10, 11, 12, 13] появились сообщения о пластической деформации высококочистых сплавов с содержанием углерода от 2,0 до 3,5% в обычных производственных условиях.

Как сегодня мы понимаем чистоту сталей и сплавов в современном производстве? Какой сакральный смысл вкладывается в этот термин? Как влияет чистота сплавов на морфологию избыточных карбидов и на способность железной матрицы к пластической деформации? Возможно ли превратить дешевый белый чугун в высочайшие сорта булатной стали типа индийского «Вутц»?

Целью данной работы, является исследование причин деформационной нестабильности при деформации белых чугунов в процессе реальных условийковки с промежуточным прогревом в кузнечном горне. Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи: 1. Исследовать морфологию избыточных карбидных фаз после плавления, предварительного отжига и после деформации ковкой. 2. Выяснить возможность протекания карбидных превращений в ледебурите белого высококочистого чугуна в процессе изотермического отжига. 3. Рассмотреть механизмы, объясняющие возможность пластического течения сплавов, со структурой избыточной фазы типа ледеburит.

## Материалы и методы исследования

Объектом исследования были выбраны высококочистые сплавы, по содержанию углерода находящиеся в области белых чугунов, такие как БЧ24А и БЧ27А (табл. №1). Выплавку сплавов проводили на научно-производственной базе ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина» в вакуумной индукционной печи VacuumIndustries при атмосфере азота. Вместимость тигля составляла около 7 кг (рис. 1). После удаления головной и прибыльной частей, получившиеся заготовки подвергали химическому анализу. Химический состав сплава контролировали с помощью оптико-эмиссионного спектрометра типа ARL 3460.



Рис. 1. Тигельные слитки БЧ24А и БЧ27А

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. Промежуточный нагрев проводили в кузнечном горне с нижним поддувом на древесном березовом угле. Температура промежуточного прогрева подковку составляла не более 950 - 1000 °С с выдержкой 15 мин. Температура концаковки не превышала 600 – 650 °С. Температуру начала и концаковки контролировали пирометром АКПП-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.

Таблица №1 Химический состав белых чугунов.

Сплав	Содержание химических элементов, %				
	С	Si	Mn	P	S
БЧ24А*	2,42	0,092	0,14	0,007	0,023
	остальные элементы в сотых и тысячных долях				
БЧ27А**	2,78	0,021	0,14	0,006	0,022
	остальные элементы в сотых и тысячных долях				
*Расшифровка сплава БЧ24А: <b>БЧ</b> – белый чугун; <b>24</b> – 2,4 % углерода; <b>А</b> – высококачественный.					
**Расшифровка сплава БЧ27А: <b>БЧ</b> – белый чугун; <b>27</b> – 2,7 % углерода; <b>А</b> – высококачественный.					

## Результаты и обсуждения

В современном понимании передельный белый чугун считается высоко чистым, 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 полуспокойное 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. Данное утверждение справедливо для сталей доэвтектоидного и эвтектоидного состава. Присутствие в сталях и сплавах избыточной карбидной фазы, в частности аустенитно-цементитной эвтектики (ледебурита), меняет в корне наши представления о влиянии постоянных примесей на процесс пластической деформации высокоуглеродистых сплавов.

Как известно, цементит имеет неэластичную решетку из-за высоких барьеров Пайерлса-Набарро, обусловленных наличием жестких направленных ковалентных связей и заклинивающего воздействия углерода [8]. При достижении критических напряжений сдвига, превышающих предел прочности цементита, происходит его хрупкое разрушение. Хрупкие карбиды цементита могут проявлять деформационную пластичность вследствие того, что сжимающие напряжения окружающей железной основы препятствуют распространению в них трещин. Поэтому очень важно, чтобы ферритная матрица не имела абсолютно ни каких примесей, в том числе продуктов раскисления.

Исследования в области белых чугунов указывают на то, что присутствие постоянных примесей кремния и марганца более 0,2% каждого в отдельности, способствуют охрупчиванию высокоуглеродистых сплавов при деформировании. Присутствие марганца более 0,2%Mn ограничивает рост дендритов аустенита при кристаллизации расплава, способствует преимущественному выделению скоплений игл видманштеттова цементита (рис. 2, а), стабилизирует перлитную матрицу при высокотемпературном отжиге. Кремний более 0,2%Si, растворяясь в феррите, сильно упрочняет его и резко понижает пластичность сплава при деформировании. Способствует образованию в белом чугуне элементов хрупкой скелетной эвтектики, которая при длительном изотермическом отжиге превращается в графит хлопьевидного типа (рис. 2, б). Чем больше в белом чугуне углерода, тем меньше требуется кремния для завершения процесса графитизации.

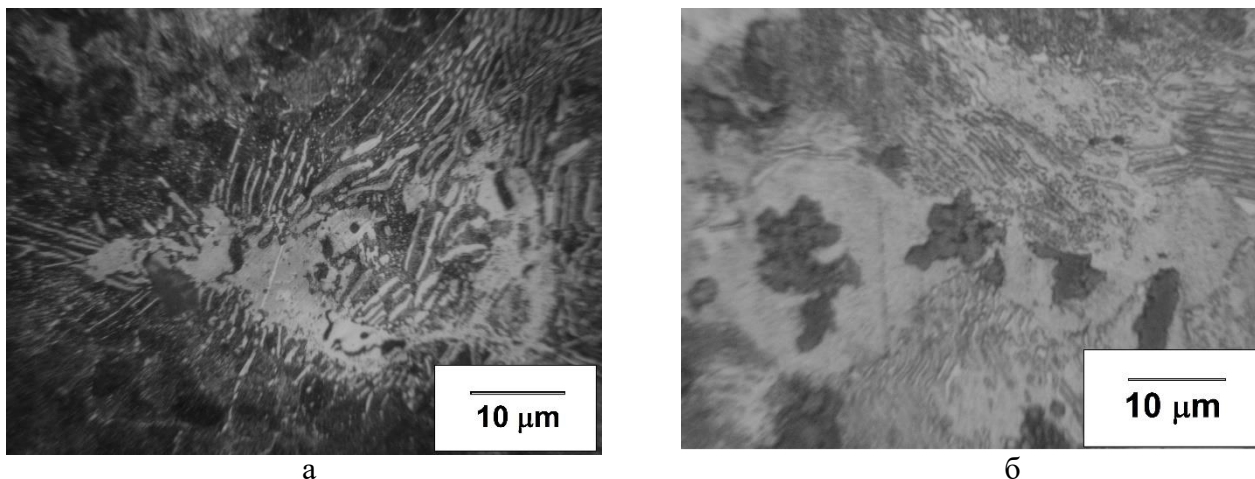


Рис. 2. Раскисление расплава БЧ27А марганцем до 0,6% (а) и кремнием до 0,4% (б)

Наши исследования в области булатных сталей [14] показали, 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 примесей. Например, в обычных условиях, при раскислении кремнием и марганцем, образуется смешанный ледебурит, который имеет элементы пластинчатой и сотовой структуры в одной колонии (рис. 3, а). Введение в расплав алюминия до  $<0,10\%Al$  способствует образованию в белом чугуна преимущественно пластинчатого ледебурита (рис. 3, б). Слоистые скопления глинозема, располагаясь в междендритных промежутках, влияют на морфологию ледебуритных выделений. При модифицировании расплава белого чугуна кальций содержащими элементами (доломит) до  $0,02\%Ca$ , образуется структура ледебурита преимущественно сотового типа (рис. 3, в). Дополнительно происходит измельчение зерна аустенита и подавляется образование видманштеттовой структуры цементита, что способствует образованию включений глобулярной формы, которые приводят к повышению вязкости. Пластинчатый, сотовый либо смешанный морфологический тип ледебурита в процессе деформирования ведет себя по-разному.

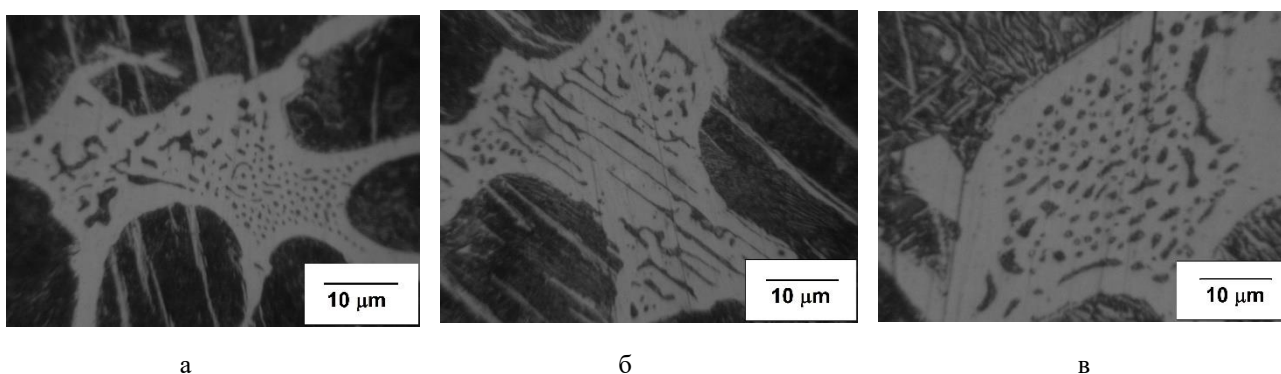


Рис. 3. Морфология ледебурита сплава БЧ27А: а - смешанная; б - пластинчатая; в - сотовая

Структура высокочистых белых чугунов БЧ24А и БЧ27А после вакуумной индукционной плавки полностью соответствует классическим представлениям по диаграмме состояния железо-цементит. При затвердевании сплавов вначале кристаллизуются дендриты первичного аустенита. Количество, величина и разветвленность дендритов аустенита определяются степенью эвтектичности расплава и условиями охлаждения. В частности, охлаждение сплава проходило в обычных производственных условиях при температуре окружающего воздуха не более  $20^{\circ}C$ . Скорость охлаждения не превышала  $1,5$  градуса в секунду. В обогащенных угле-

родом межденритных участках при переохлаждении расплава ниже  $1147^{\circ}\text{C}$  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 (рис. 4, а-б).

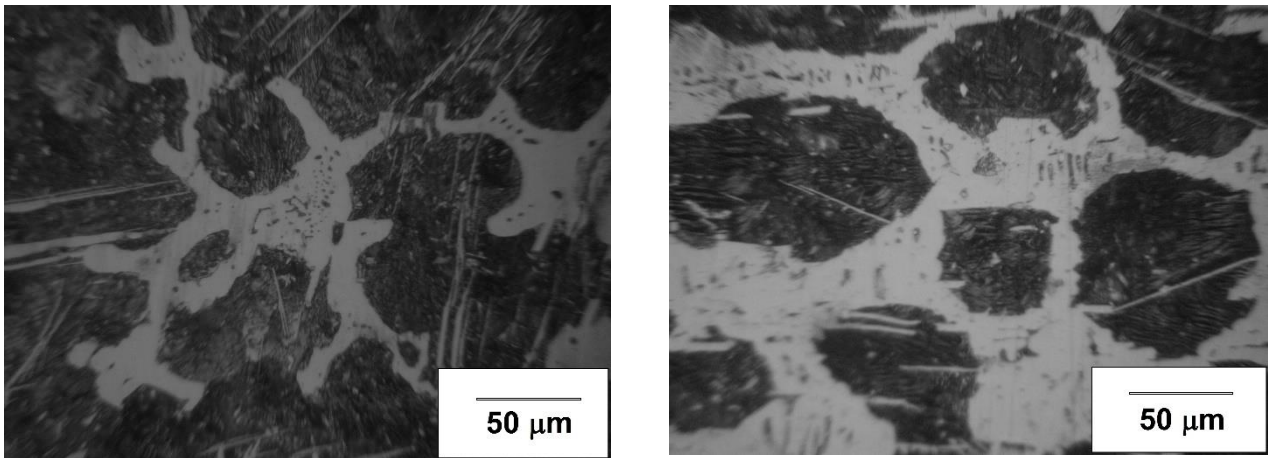


Рис. 4. Структура белого чугуна после вакуумной плавки: а – БЧ24А; б – БЧ27А

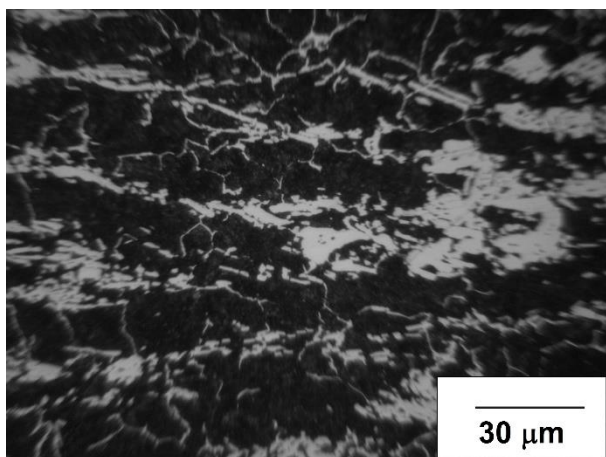


Рис. 5. Ковка белого чугуна БЧ27А в полосу 6 мм и 3 мм

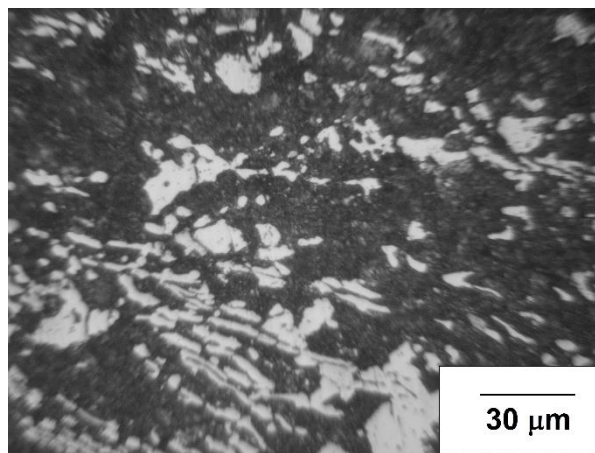
Деформацию литых слитков осуществляли на пневматическом кузнечном молоте МБ-412 с весом падающих подвижных частей 150 кг. Промежуточный нагрев перед ковкой проводили в кузнечном горне на березовом древесном угле. Время прогрева составляло не более 15 минут при температуре около  $950 - 1000^{\circ}\text{C}$ . Заканчивали ковку при остывании образца до  $600 - 650^{\circ}\text{C}$ . Температуру начала и концаковки контролировали пирометром АКПП-9310. Первоначально литая заготовка трудно поддавалась пластической деформации под молотом (упруго демпфировала). После трех проходов на малом ходу падающего молота с поворотом заготовки на  $90^{\circ}$  ситуация изменилась. Металл потек под молотом как пластилин. При последующих проходах, образцы из сплава БЧ24А и БЧ27А, проковали без каких-либо усилий в брикет толщиной в 20,0 мм и в полосу толщиной в 6,0 мм и толщиной в 3,0 мм (рис. 5).

Микроскопический анализ показал, что в деформированном брикете толщиной 20,0 мм структура сплавов БЧ24А и БЧ27А далека от совершенства. Процесс имеет незавершенный характер. Из-за недостаточной степени деформации, ковка литой заготовки при повышенных температурах, не приводит структуру нелегированного белого чугуна в стабильное состояние.

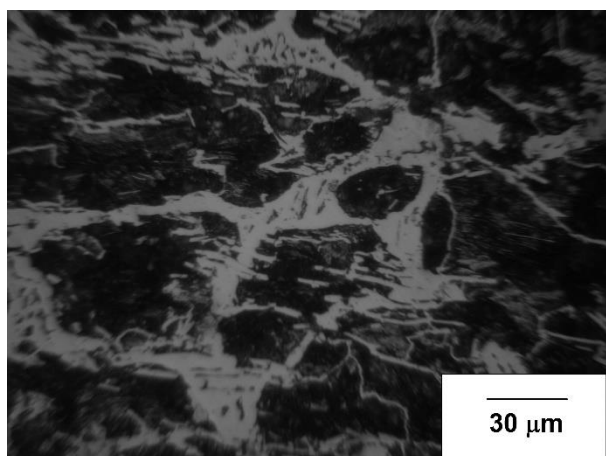
В структуре сохраняются участки раздробленного и вытянутого в направленииковки деформированного ледобурита. В некоторых местах проявляются остатки цементитной сетки и видманштеттова цементита (рис. 6, а-в). Ситуация в корне меняется при рассмотрении структур в деформированных полосах (рис. 6, б-г). Хотя эвтектическая наследственность в карбидах еще сохраняется, все-таки частицы цементита становятся более равновесными, без ярко выраженных острых углов. Структура белого чугуна все-еще остается в метастабильном состоянии, но из-за уменьшения свободной энергии она становится более устойчивой.



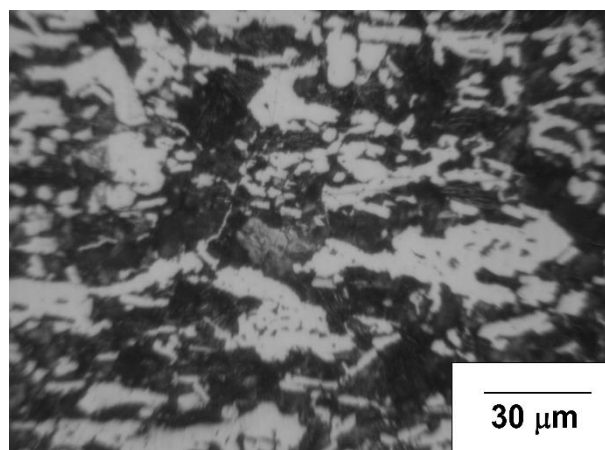
а



б



в



г

Рис. 6. Структура деформированных ковкой белых чугунов: а – брикет 20 мм сплав БЧ24А; б – полоса 6 мм сплав БЧ24А; в – брикет 20 мм сплав БЧ27А; г – полоса 6 мм сплав БЧ27А

Получение стабильных результатов и заданных параметров структуры для повышения комплекса механических свойств требует разработать технологический цикл подготовительных операций для облегченияковки и улучшения конечной структуры. Мы предлагаем перед ковочным циклом литых слитков проводить подготовительную операцию, представляющую собой изотермический высокотемпературный отжиг. Нижним пределом изотермического отжига примем температуру эвтектоидного распада, соответствующую  $723^{\circ}\text{C}$ , ниже которой не происходит полиморфных превращений. Верхним пределом отжига является температура эвтектического распада, которая для высокочистых белых чугунов составляет около  $1147^{\circ}\text{C}$ . Выше этой температуры происходит оплавление ледобуритной составляющей, что негативно сказывается на структурную наследственность сплавов для последующей обработки давлением.

В литературе есть данные по предварительному отжигу высокоуглеродистых твердых сталей на булат. П.П. Аносов [9] писал, что при продолжительном отжиге, в течение трех су-

ток, в калильной печи «...литая сталь может быть обращена в булат». По нашим данным, максимальная температура в калильной печи может колебаться в среднем от 850 °С до 950 °С. Отжиг при такой температуре в течение длительного времени очень затратный процесс. Известно, что длительность изотермической выдержки напрямую связана с температурой отжига. Чем выше температура отжига, тем меньше нужно времени для активации диффузионных процессов. Таким образом, мы поставили перед собой задачу снизить время изотермической выдержки, увеличивая температуру отжига.

На образцах сплава БЧ24А проводили высокотемпературный отжиг в течение 2-х часов при температуре 840 °С, 940 °С, 1040 °С и 1140 °С, в герметично закрытом керамическом тигле, для предотвращения обезуглероживания поверхности образцов. Микроструктура отожжённых образцов представлена на рис. 7, а-г. С повышением температуры отжига, при одной и той же изотермической выдержке, в структуре сплава БЧ24А происходят заметные структурные изменения. При 840 °С не наблюдается видимых изменений в морфологии избыточных карбидных фаз, сохраняется видманштеттова структура цементита и сетчатое расположение сотового ледебурита (рис. 7, а).

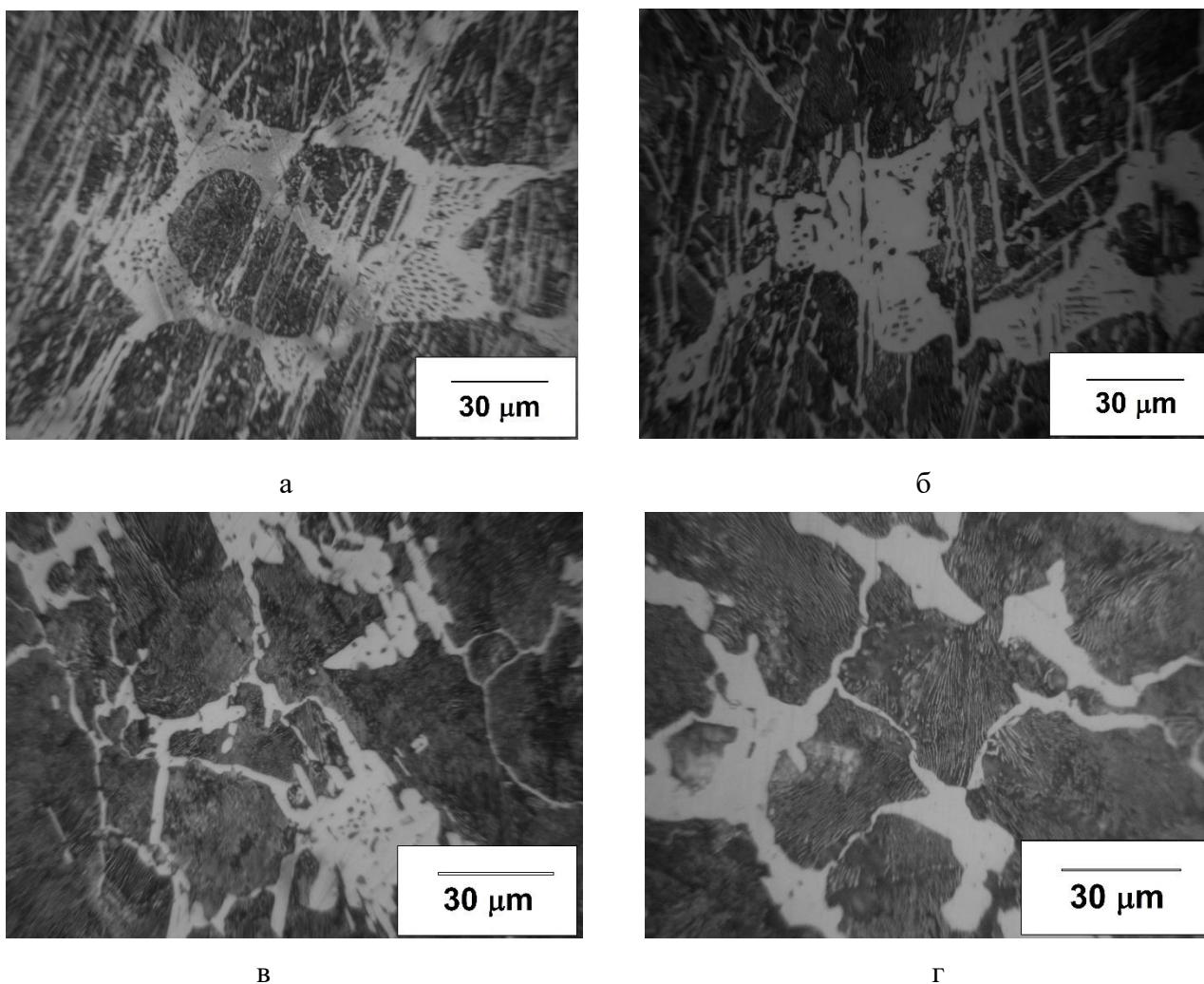


Рис. 7. Структура сплава БЧ24А после отжига (2-х часового):  
а – 840 °С; б – 940 °С; в – 1040 °С; г – 1140 °С

При 940 °С на поверхности пластин видманштеттова цементита, в местах контакта с аустенитной границей зерна, появляются выступы в виде шипов, которые свидетельствуют о начале процесса сфероидизации (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 вторичного избыточного цементита превратятся в округлые частицы. Сглаживание острых углов наблюдается и в колониях ледбурита. Уменьшение межфазных поверхностей при переходе пластинчатых форм цементита в округлые формы сопровождается снижением свободной энергии, что приводит к повышению пластических свойств сплава.

При 1040 °С в структуре сплава отсутствуют пластины видманштеттова цементита. Наблюдается разорванная цементитная сетка, связывающая колонии ледбурита (рис. 7, в). Происходит процесс коалесценции карбидов, состоящий в росте крупных кристаллов за счет растворяющихся мелких. Особенно благоприятные условия растворения частиц вторичного цементита наблюдается вблизи колоний ледбурита, имеющего вогнутую межфазную поверхность. Здесь растворимость углерода особенно мала. В аустените создается большой перепад концентраций, то есть аустенит около больших ледбуритных колоний и мелких частиц цементита неоднороден. По границам аустенитных зерен углерод диффундирует к ледбуриту, где и выделяется в виде эвтектического карбида. Частицы вторичного цементита вблизи поверхности ледбурита постепенно исчезают. При увеличении времени выдержки весь вторичный карбид наслаивается на ледбуритных колониях, превращая его в эвтектический карбид. Процесс сопровождается снижением свободной энергии из-за уменьшения межфазной поверхности, повышая тем самым деформационную пластичность.

При 1140 °С в структуре сплава практически отсутствуют ледбуритные колонии (рис. 7, г). Ледбурит превращается в ограниченные кристаллы призматической формы, которые принято называть эвтектическими карбидами. Этапы процесса огранки квазиледбуритных колоний в эвтектические карбиды, в легированных сплавах БУ22А, подробно рассмотрены нами в работах [15, 16, 17]. Механизм имеет диффузионный характер. Схожесть механизмов образования эвтектических карбидов при отжиге белого чугуна БЧ24А и высокоуглеродистого сплава БУ22А, очевидна.

Рассмотрим более подробно данный механизм на примере превращения сотовой ледбуритной колонии в монолитный карбид. Схема представлена на рис. 8. Как правило, содержание углерода в крупных ветвях ледбуритного аустенита гораздо выше, чем в мелких. В тонких ветвях ледбуритного аустенита содержание углерода понижено, так как поверхность карбида здесь более вогнута и характеризуется малым радиусом кривизны. Между массивными и тонкими ветвями ледбуритного аустенита возникает диффузионный обмен углеродом. Из-за наслаивания углерода, тонкие ветви ледбуритного аустенита срastaются, превращаясь в эвтектический карбид. При этом более крупные участки ледбуритного аустенита утолщаются, способствуя делению эвтектического карбида на части. В процессе пластической деформации деление вновь образованных эвтектических карбидов облегчается в местах срастания тонких ветвей ледбуритного аустенита, в которых имеется повышенное содержание дефектов в виде дислокаций. При дроблении эвтектических карбидов межфазная поверхность увеличивается, что должно неминуемо приводить к повышению свободной энергии системы. Однако, из-за образования более равных и стабильных карбидов свободная энергия в целом снижается, резко повышая деформационную пластичность сплава при ковке.

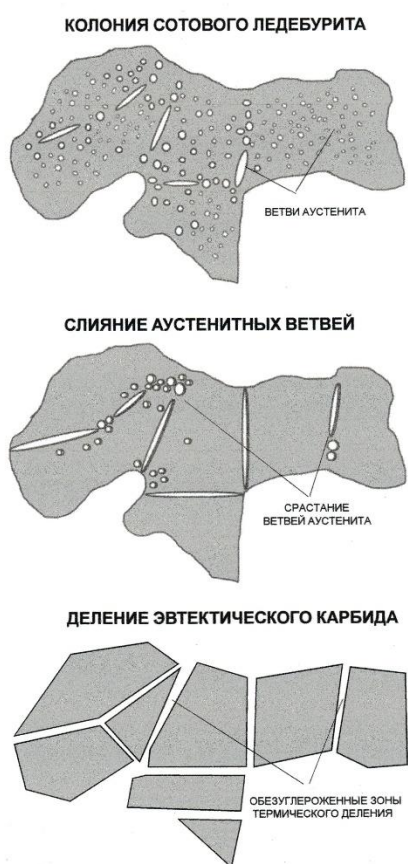
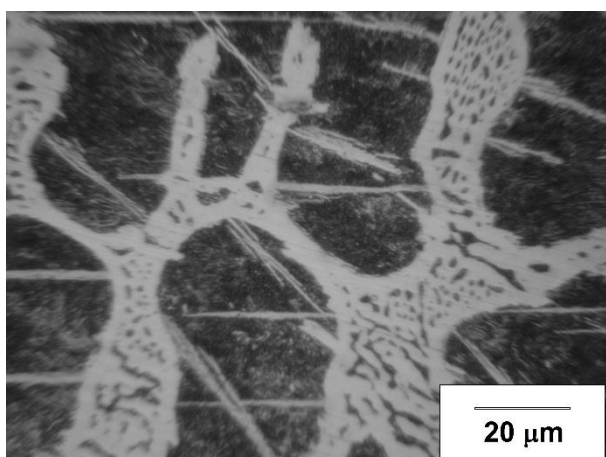


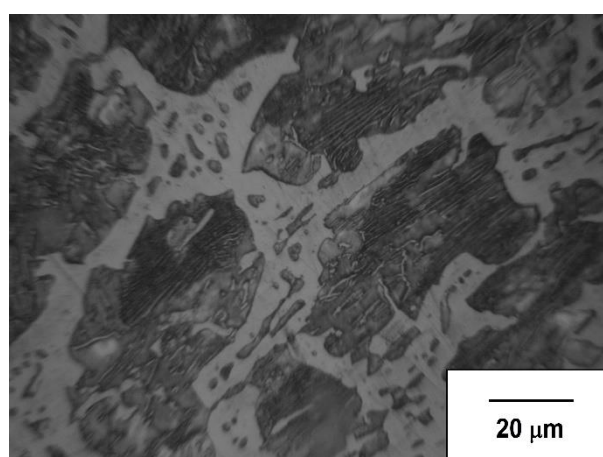
Рис. 8. Схема карбидного превращения сотовой ледбуритной колонии



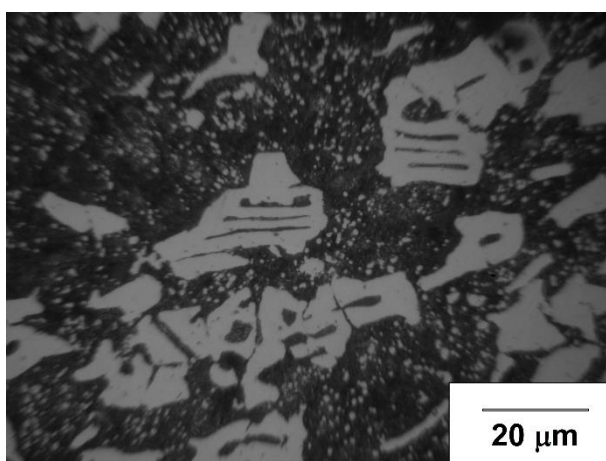
В лабораторных условиях был опробован полный цикл технологических операций от литого слитка до ковальной пластины на образцах из белого чугуна БЧ27А. Структура литого слитка представляет собой грубую ледебуритную сетку, расположенную в междендритных промежутках первичного аустенита. Продукты распада первичного аустенита состоят из пластинчатого перлита с хаотично расположенными в нем иглами видманштеттова цементита (рис. 9, а). Данную структуру подвергли отжигу при температуре 1140 °С в течение 2-х часов (рис. 9, б). В процессе отжига тонко разветвленный ледебуритный аустенит сфероидизируется и коалесцирует. Межзеренные ледебуритные участки обогащаются углеродом за счет растворения в них избыточных карбидов второй фазы. В ледебурите начинается процесс превращения в эвтектический монолитный карбид. Данные манипуляции приводят к снижению свободной энергии в белом чугуне, облегчая первоначальный этап деформации ковкой. При начальной обработке давлением происходит разделение карбидов на части путем сдвига по обезуглероженным зонам термического деления, в местах слияния ветвей ледебуритного аустенита (рис. 9, в). Деление карбидов облегчается при сопутствующем заполнение возникающих несплошностей аустенитом. После последующей интенсивной пластической деформации структура белого чугуна становится более устойчивой и стабильной, за счет появления эвтектического цементита, который представляет собой равноосные карбиды ограниченной формы (рис. 9, г).



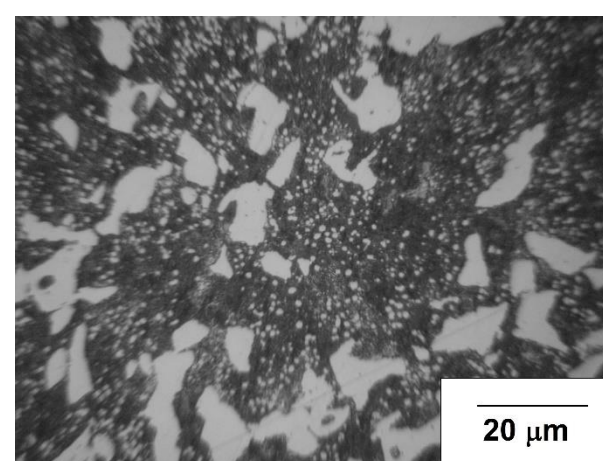
а



б



в



г

Рис. 9. Структура сплава БЧ27А: а – вакуумная плавка; б – отжиг 1140 °С (2-х часовой); в – ковка суммарная деформация 50%; г – ковка суммарная деформация 200%

На поверхности пластины из деформированного белого чугуна после травления в 4% спиртовом растворе Ниталь ( $\text{HNO}_3$ ) проявляются черно-белые узоры, которые сформированы неравномерным распределением эвтектических карбидов (рис. 10, а-б). В сплаве БЧ27А фоновый цвет узора ближе к белому, чем к черному. Данную цветовую гамму узора создают избыточные эвтектические карбиды, объемная доля которых превышает 40%.

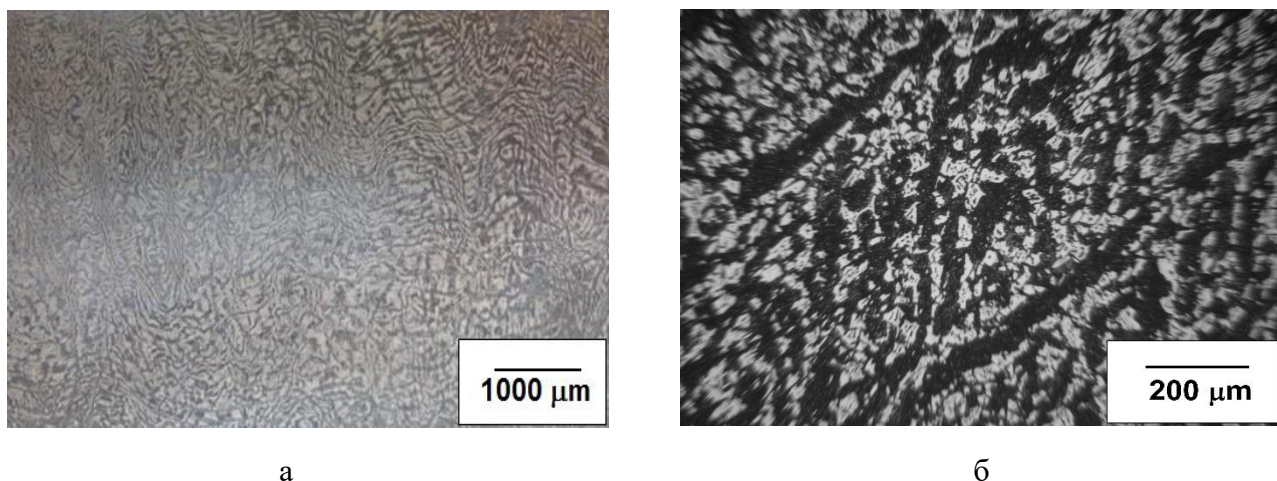


Рис. 10. Макроструктура (а) и микроструктура (б) деформированного сплава БЧ27А

Есть сведения, что в древние времена из таких сплавов изготавливали клинковое оружие, в частности лучшие индийские мечи. Еще в X-XI веке у индийцев, по сведению Аль-Бируни [18], считались лучшими мечами те, которые выплавлялись из «красного песка», добываемого в окрестности древнеиндийского города Канаудж. Он писал, что «Лучший из видов его (*булата*) и наиболее дорогой называется *паларак*... Из двух цветов этого джаухара (*узора*) больше бывает белого, чем черного». В современном понимании слова хорезмского мыслителя Аль-Бируни можно перевести так, что лучшими клинками в Индии в X-XI веке, считались те, которые были выплавлены и прокованы из белого чугуна с избыточной карбидной фазой более 40%.

### Заключение

В заключении можно отметить, что по нашим данным доэвтектический белый чугун можно подвергать ковке в обычных производственных условиях, если сплавы из белого чугуна при тигельной плавке будут очищены от всех посторонних примесей кроме углерода. Для облегчения деформации ковкой желательно слитки из белого чугуна предварительно изотермически отжечь, с целью получения в структуре стабильных карбидов. Такая технологическая операция приводит к уменьшению межфазных поверхностей, снижая тем самым свободную энергию сплава в целом и, соответственно, увеличивая деформационную пластичность в процессековки. Деформация ускоряет процесс завершения распада ледебурита в более стабильные эвтектические карбиды призматической морфологии. Эвтектические карбиды термически устойчивы, не растворяются в аустените вплоть до температур эвтектического распада. При длительном изотермическом отжиге происходит обеднение аустенитной матрицы углеродом и аномальный рост эвтектических угловатых карбидов.

Данные по управлению морфологией карбидных образований в высококочистых белых чугунах, полученных тигельной плавкой с последующей ковкой в условиях мелкосерийного производства могут быть использованы для изготовления клинковых оружейных изделий, испытывающих ударно-переменные нагрузки.

## Список литературы:

1. Кащенко Г.А. Основы металловедения. – М.: Машгиз, 1957. – 395 с.
2. Карстен К.Б. О соединении железа с углеродом // Горный журнал. – 1825. - №4. – С. 25-63.
3. Чернов Д.К. Избранные труды по металлургии и металловедению /под ред. В.Д. Садовского. – М.: Наука, 1983. - 447 с.
4. Окнов М.Г. Металлография чугуна. – Л.-М.: Металлургиздат, 1938. – 164 с.
5. Бочвар А.А. Металловедение. – М.: Металлургиздат, 1956. – 495 с.
6. Бунин К.П. Отбеленный чугун. – М.: Металлургиздат, 1947. – 90 с.
7. Богачев И.Н. Металлография чугуна. – М.: Машгиз, 1952. – 367 с.
8. Нижниковская П.Ф. Структура и пластичность железоуглеродистых сплавов эвтектического типа // МиТОМ. – 1984. - №9. – С. 5-9.
9. Аносов П.П. О булатах // Горный журнал. – 1841. – №2. - С. 157-319.
10. Гаев И.С. Булат и современные железоуглеродистые сплавы // МиТОМ. – 1965. - №9. – С. 17-24.
11. Структура булата / В.М. Счастливец, В.Н. Урцев, А.В. Шмаков, В.Н. Дегтярев, А.Я. Наконечный, Е.Д. Мокшин, И.Л. Яковлева // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т.114, №7. – С. 650-657.
12. Verhoeven J.D. Damascus steel, Part 1: Indian Wootz steel // Metallography 20:145-151. – 1987. – pp. 145-151.
13. Хмара Л., Серко А. Инструмент из булатной стали // Техника и наука. – 1977. - №7. – С. 7-9.
14. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б. Микроструктура булата // Металлург. – 2015. - №9. – С. 72-75.
15. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В. Морфология избыточной карбидной фазы в высокоуглеродистых сплавах типа булат // Обработка металлов. – 2016. - №4. – С. 43-51.
16. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Wootz: Cast Iron or Steel? // Materials Sciences and Applications. – 2016. - №7. – С.792-802.
17. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В. Природа угловатых карбидов в булатной стали // Металлург. – 2017. - №1. – С. 64-69.
18. Бируни Абу Райхан. Собрание сведений для познания драгоценностей (минералогия) / перевод А.М. Беленицкого. – Л.: Академия наук СССР. – 518 с.