

# МОРФОЛОГИЯ ИЗБЫТОЧНОЙ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ ТИПА БУЛАТ

*Д.А. СУХАНОВ<sup>1</sup>, канд. техн. наук*  
*Л.Б. АРХАНГЕЛЬСКИЙ<sup>2</sup>, президент*  
*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, г. Новосибирск)*

Поступила 5 июля 2016

Рецензирование 10 октября 2016

Принята к печати 31 октября 2016

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

Проведен анализ морфологии избыточных карбидов в нелегированных высокоуглеродистых сплавах типа булат в зависимости от степени переохлаждения расплава, термической обработки и пластической деформации материала. Показано, что процесс кристаллизации сплава с высоким содержанием углерода (2,25 % С) при больших степенях переохлаждения отличается особенностями, характерными для высокоуглеродистой стали, а также, что при горячей деформации булатной стали со структурой видманштеттова цементита не происходит его дробления. Пластины видманштеттова цементита расщепляются на отдельные слои толщиной 0,6...1,0 мкм. Однако образование такой структуры материала не обеспечивает высоких режущих свойств инструмента. В процессе высокотемпературного отжига исходной структуры при температуре 1150 °С в течение двух часов зафиксировано образование микрообъемов со структурой ледебурита, отличающегося по строению от ледебурита, характерного для белых чугунов. Зафиксированы два конкурирующих процесса формирования избыточных карбидов при деформации булатной стали, связанные со сфероидизацией и огранкой частиц. Рассмотрены три варианта образования ограненных эвтектических карбидов призматической формы в железоуглеродистых сплавах. Один из них предполагает термическое деление пластин вторичного цементита либо цементита ледебурита на отдельные микрообъемы. Второй вариант связан с дроблением кристаллов цементита в процессе деформации материала и образованием угловатых осколков. Третий вариант основан на превращении цементита метастабильного ледебурита в стабильные карбиды призматической морфологии. Показано, что карбидная неоднородность в нелегированных высокоуглеродистых сплавах типа булат представляет собой совокупность крупных ограненных эвтектических карбидов призматической формы. Ожидается, что образование морфологии избыточного цементита в виде ограненных призматических карбидов положительным образом отразится на режущих свойствах инструмента.

**Ключевые слова:** булат; инструментальная сталь; сталь ледебуритного класса.

DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-43-51

## Введение

В настоящее время существует мнение, что булатная сталь утратила свое прежнее практическое значение. С нашей точки зрения, одним из объяснений этого является то, что у специалистов нет согласованных представлений о химическом составе и микроструктуре материалов

такого типа, которые определяли бы их технологические свойства и обосновывали область применения в современном промышленном производстве. Таким образом, для того чтобы объяснить причины сочетания отличной режущей способности булатного клинка с высокой упругостью материала, необходимо выявить истинную структуру материала и подчеркнуть

основополагающие, характерные для него признаки.

На основании анализа работ в области булатного оружия [1–12] нами был сделан вывод, что в некоторых образцах булатных сталей цементитные кристаллы имеют признаки, отличающие их от первичного и вторичного цементита, образующегося в типичных железоуглеродистых сплавах. Характерная особенность данного цементита заключается в аномальной крупности кристаллов, имеющих форму неправильных октаэдров и призм. С нашей точки зрения, цементит, присутствующий в булатных клинках, по морфологии близок к эвтектическим карбидам ледебуритных сталей [13, 14].

В периодической литературе нет единого мнения о терминологии, касающейся аномально крупных карбидных образований. При анализе легированных ледебуритных сталей для обозначения крупных карбидов, имеющих форму неправильных октаэдров и призм, встречаются такие термины, как «угловатые карбиды», «призматические карбиды», «ограниченные карбиды», «эвтектические карбиды» [15–19]. Последний термин встречается, вероятно, наиболее часто. Предполагается, что карбиды этого типа образуются из эвтектики путем перекристаллизации метастабильных соединений типа  $M_6C$  и  $M_3C$  в стабильные карбидные образования типа  $MC$ ,  $M_2C$  и  $M_7C_3$  с гексагональной структурой.

Механизм образования аномально крупных ограниченных карбидов в нелегированных железоуглеродистых сплавах типа булат до сих пор не выяснен. Вопрос о преобразовании цементита в угловатые карбиды ограниченной формы, с нашей точки зрения, является одним из наиболее интересных и важных в анализируемой проблеме. Он имеет не только научное, но и прикладное значение. Знание ответа на этот вопрос и влияние на процесс преобразования цементита позволяют управлять широким комплексом механических и физических свойств нелегированных высокоуглеродистых сплавов типа булат.

Цель данной работы – изучение нелегированных высокоуглеродистых сплавов ледебуритного класса и создание ресурсосберегающей технологии получения режущего инструмента, обладающего повышенной упругостью при динамических нагрузках. Механические свойства данных сплавов будут зависеть главным образом

от морфологических особенностей избыточных карбидов и способности перлитной матрицы воспринимать нагрузку.

### Методика проведения исследований

Объектами исследования служили отливки из высокоуглеродистого сплава типа БУ22А, содержащего 2,25 % С; 0,065 % Si; 0,024 % Mn; 0,002 % P; 0,004 % S. Сплав был получен в вакуумной печи на научно-производственной базе ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина». Цифры и буквы и в маркировке сплава означают следующее: БУ – булат углеродистый, содержащий не выше 0,1 % марганца и кремния каждого в отдельности; 22 – средняя массовая доля углерода; А – высококачественный сплав.

Нагрев образцов в процессе термической обработки проводили в камерной лабораторной печи типа СНОЛ 6/11. Деформацию заготовок осуществляли методом кривой ковки (под углом 45°) в интервале температур от 850 до 650 °С. Металлографические исследования были выполнены на оптическом микроскопе МЕТАМ РВ-21-2 в диапазоне увеличений от 50 до 1100 крат. Для более глубоких структурных исследований использовали растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EV0 50 XVP, оснащенный микроанализатором EDSX-Act. Химический состав сплава контролировали на оптико-эмиссионном спектрометре типа ARL 3460. Фазовый состав материала оценивали на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA. Дифракционные картины образцов были зарегистрированы с использованием в качестве источника излучения медной рентгеновской трубки при напряжении 40 кВ и токе 40 мА. Анализ образцов осуществляли в геометрии на отражение без монохроматизации падающего и отраженного излучения. Средняя величина длины волны пучка  $\lambda$ , фиксируемой энергодисперсионным Si(Li) детектором, составляла 0,15406 нм. Дифракционные картины регистрировали с шагом  $\Delta 2\theta = 0,02$  и  $0,05^\circ$  в режиме времени  $t = 4 \dots 9$  с.

### Результаты исследований и их обсуждение

Известно, что упругие свойства материала и режущая способность изготовленного из него инструмента в значительной степени зависят от

объемной доли избыточной карбидной фазы и ее морфологии. Основными технологическими параметрами, определяющими форму избыточного цементита в железоуглеродистых сплавах, являются температура нагрева, скорость охлаждения и степень деформации заготовок. В данной работе поставлен вопрос, в какой степени указанные технологические параметры способны изменить морфологию избыточных карбидов в заготовках из нелегированного железоуглеродистого сплава, содержащего 2,25 % углерода.

В выплавленных вакуумным методом и охлажденных на воздухе заготовках сплава БУ22А зафиксирована матрица из мелкодисперсного пластинчатого перлита с расположенными в

ней избыточными пластинами цементита видманштеттова типа, объемная доля которого составляет ~ 20 % (рис. 1, а). В условиях быстрого охлаждения отливок диффузионные процессы развиваться в полной мере не успевают. Явно выраженных участков с ледебуритной эвтектикой в структуре сплава не наблюдается. В результате материал, содержание углерода в котором соответствует чугуну, кристаллизуется с формированием структуры, характерной для высокоуглеродистой стали. При дальнейшем охлаждении сплава вся избыточная карбидная фаза из пересыщенного углеродом аустенита выделяется преимущественно в виде вторичного цементита видманштеттова типа, как показано на рис. 1, а.

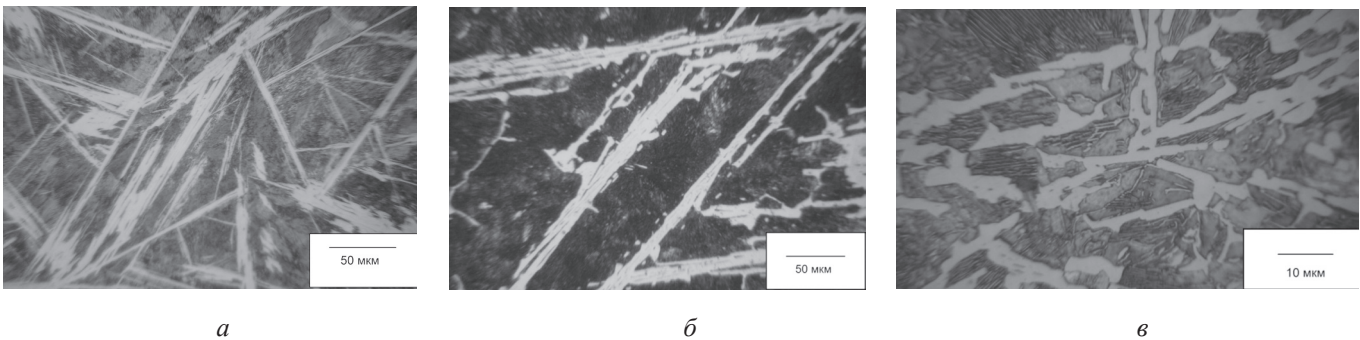


Рис. 1. Морфология избыточного цементита сплава БУ22А:

а – вакуумная плавка, охлаждение на воздухе; б – отжиг при 700 °С, выдержка 2 ч; в – отжиг при 1150 °С, выдержка 2 ч

Одной из задач, решаемых в данной работе, является оценка преобразований цементита, происходящих в процессе нагрева образцов при температуре ниже линии  $A_1$  (при 700 °С), а также при нагреве выше температуры эвтектического преобразования (при 1150 °С). В процессе отжига при 700 °С в структуре сплава фазовых превращений не происходит. В перлитной матрице снимаются остаточные напряжения, возникшие на этапе кристаллизации расплава. Микроструктурные исследования показали, что на поверхности пластин видманштеттова цементита появляются выступы в виде шипов (рис. 1, б). В работе [20] отмечалось, что угол раскрытия шипов-выступов составляет около 60°, а их наличие связывалось с разделением пластин видманштеттова цементита на части и запуском процесса сфероидизации карбидов. В данных условиях отжига зафиксированы аналогичные структурные изменения цементитных кристаллов (рис. 1, б).

В процессе нагрева и выдержке при 1150 °С в течение двух часов сплав подвергается фазо-

вым превращениям, для морфологии избыточного цементита характерны значительные изменения. В результате медленного охлаждения с печью матрица сплава БУ22А приобретает структуру перлита с межпластинчатым расстоянием ~0,6...1,0 мкм (см. рис. 1, в). В плоскости шлифа наблюдаются конгломераты грубых карбидных образований (рис. 1, в), распределенных в пластинчатом перлите. Металлографические признаки позволяют идентифицировать эти структурные образования как метастабильный ледебурит. Характерной морфологической особенностью такого ледебурита является то, что по сравнению с пластинчатым и сотовым ледебуритом белого чугуна он не обладает ярко выраженной слоистостью [21].

В целях оценки влияния горячей пластической деформации на морфологию избыточной карбидной фазы заготовки из сплава БУ22А деформировали бойками по схеме кривой ковки в интервале температур от 850 до 650 °С. Деформации были подвергнуты образцы двух типов.



В образцах первого типа избыточная фаза была представлена пластинами цементита видманштеттова типа (рис. 2, *а*). В структуре образцов второго типа присутствовали микрообъемы ледебурита (рис. 3, *а*).

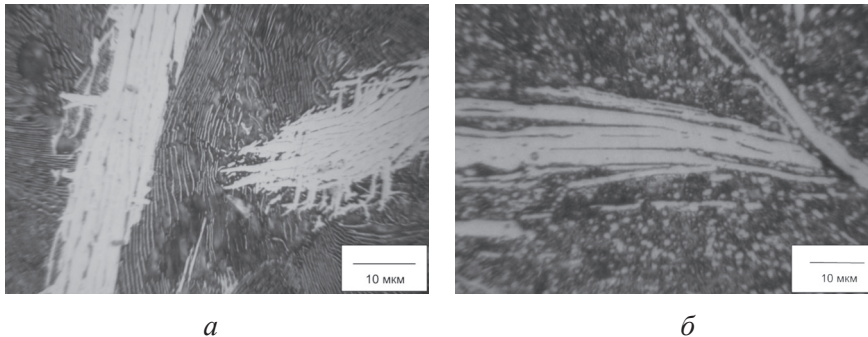


Рис. 2. Структура видманштеттова цементита в сплаве БУ22А до (*а*) и после (*б*) пластической деформации

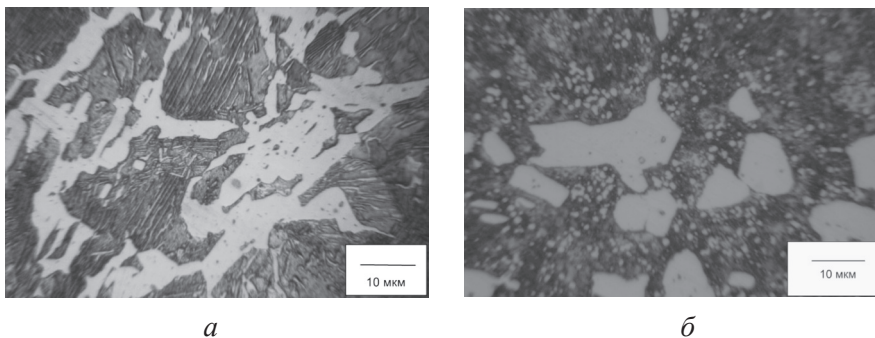


Рис. 3. Формирование в сплаве БУ22А карбидов призматической формы:

*а* – структура сплава после отжига при 1150 °С; *б* – структура сплава после горячей пластической деформации

Форму избыточного цементита определяли путем построения зависимости площади их сечения от степени вытянутости кристаллов. Характер распределения измеренных значений позволяет определить анализируемые кристаллы цементита, как пластины. С увеличением вытянутости пластин площадь их сечения уменьшается. Полученные результаты согласуются с экспериментальными данными, представленными в работе [22].

Во время деформации цементитные пластины видманштеттова типа не разрушаются хрупко, как полагали ранее [23]. Многие из пластин деформируются, расщепляясь по поверхностям сопряжения слоев (рис. 2, *б*). О присутствии такого рода слоев в цементите видманштеттова типа отмечали Ю.Н. Таран и В.И. Новик [24]. Слоистое строение цементита отчетливо просматривается при изучении деформированных

образцов из сплава БУ22А (рис. 2, *б*). Толщина пластин видманштеттова цементита составляет  $\sim 7 \dots 10$  мкм. В пределах каждой пластины может находиться до десяти и более слоев толщиной  $\sim 0,6 - 1,0$  мкм. Авторы работы [24] полагают, что на границах между слоями концентрируются дефекты, в том числе дислокации. Слои, как правило, состоят из блоков, разориентированных между собой на угол  $1' \dots 2'$ . Границы блоков представляют собой дислокационные сетки. Природа их происхождения связана с релаксацией напряжений, возникающих в процессе роста кристаллов цементита. Для цементита видманштеттова типа характерна низкая термическая стабильность. В присутствии карбидов пластинчатой формы сплав существенно охрупчивается. Для обеспечения упругости и высоких режущих свойств клинка необходима другая морфология карбидов, обеспечивающая термическую и механическую стабильность материала.

Отмеченным выше требованиям удовлетворяют ограниченные карбиды призматической формы, возникающие в структуре высокоуглеродистых нелегированных сплавов в процессе деформации ковкой. При деформации сплава БУ22А с колониями ледебурита (рис. 3, *а*) методом косо́йковки в интервале температур от 850 до 650 °С в сплаве происходят существенные структурные преобразования. Пластины цементита, находящиеся внутри аустенитной матрицы, испытывают сжимающие и сдвиговые напряжения. Вокруг карбидных конгломератов накапливаются дефекты в виде дислокаций [16]. При достижении критического значения этих дефектов менее стабильные карбидные образования ледебурита превращаются в более устойчивые трудно деформируемые карбиды призматической формы (рис. 3, *б*). Возможный механизм такого рода преобразования описан в работе [16]. Рост возникших при деформации образцов карбидов возможен в процессе диф-

фузионного перераспределения углерода между структурными составляющими сплава.

Особенности строения полученного таким образом материала, зафиксированные методом растровой электронной микроскопии, представлены на рис. 4, *а, б*. Данные рентгеноструктур-

ного анализа, деформированного ковкой сплава БУ22А, свидетельствуют о том, что основными фазами в исследуемом материале являются  $\alpha$ -железо и цементит (рис. 5, *а*). Присутствия графита и каких-либо аномалий фазового состава сплава не зафиксировано.

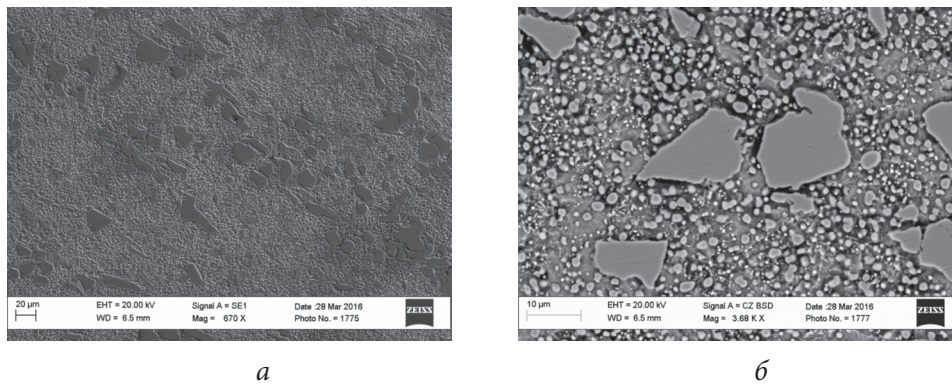
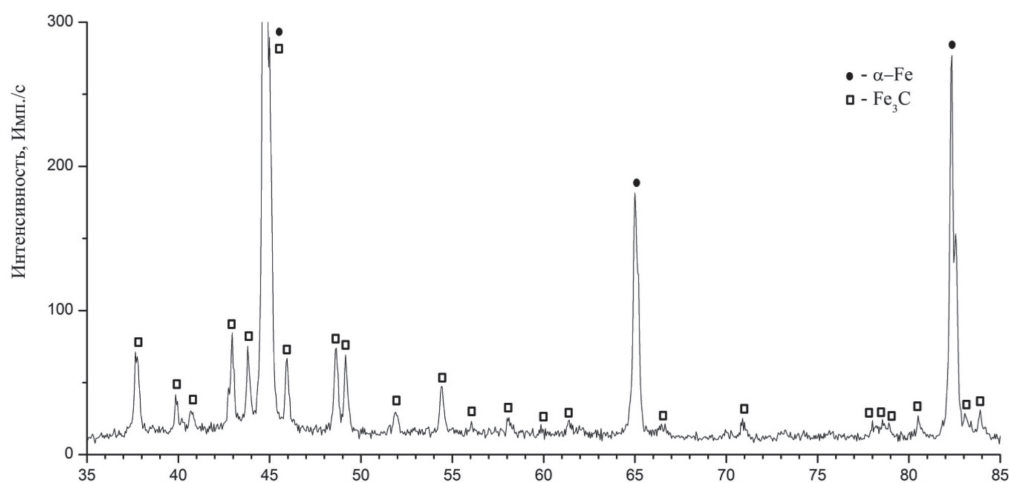
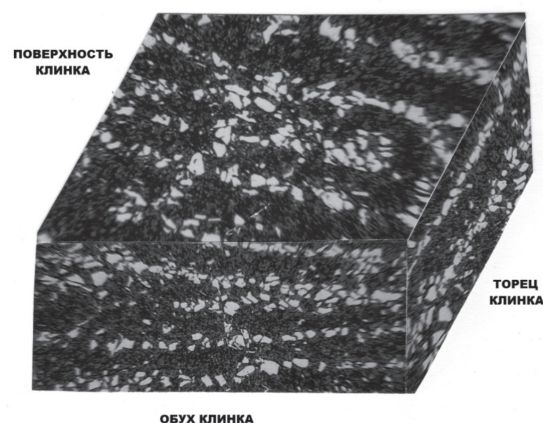


Рис. 4. Особенности тонкого строения цементитной фазы в сплаве БУ22А



*а*



*б*

Рис. 5. Результаты рентгенофазового анализа (*а*) и трехмерная схема структуры фрагмента клинка из сплава БУ22А с избыточной фазой в виде ограниченных призматических карбидов (*б*)

По мнению авторов работы, можно выделить три варианта объяснения преобразований карбидной фазы, происходящих при деформации анализируемого сплава. В первом случае необходимо учитывать подробно описанный в работе [20] процесс термического деления грубых цементитных образований на отдельные изолированные блоки. Авторами показано, что в процессе отжига на поверхности цементита в местах примыкания границ либо субграниц аустенита появляются характерные выступы в виде шипов. Рост этих образований обусловлен повышенной скоростью диффузии углерода в зонах выхода границ зерен. В процессе изотермической выдержки пластины цементита между шипами утоняются вплоть до разделения на отдельные части. Возникшие таким образом карбидные образования являются угловатыми. Как правило, они расположены вдоль бывших цементитных пластин.

Второй вариант объяснения основан на процессе механического дробления грубых цементитных кристаллов. Такое представление структурных преобразований пластически деформируемого сплава, характерное для описания механизма формирования карбидов угловатой формы, подробно отражено в работе [15]. Этот механизм предполагает, что анализируемые карбиды являются результатом измельчения цементитных блоков (пластин) с формированием множества изолированных друг от друга осколков. Чем больше степень деформации во времяковки, тем сильнее дробятся присутствующие в сплаве карбиды. Дробление карбидных конгломератов сопряжено с процессами скопления дислокаций [21].

Суть третьей гипотезы заключается в перекристаллизации цементита ледебурита в процессе пластической деформации железоуглеродистого сплава [16]. В результате перестройки решетки метастабильного цементита формируются более устойчивые остроконечные карбиды. По мнению П.Ф. Нижниковской, происходящие при этом преобразования сопровождаются образованием обедненных углеродом участков цементита и ослаблением барьеров Пайерлса–Наббаро [25].

По-видимому, все три механизма преобразования цементита ледебурита в карбиды призматической формы в той или иной степени могут проявляться на практике. Приведенных объяс-

нений было бы достаточно, если бы не встречались обстоятельства, не согласующиеся с отмеченными выше аргументами. Речь идет о том, что некоторые карбиды призматической формы превышают размеры ледебуритных колоний либо соизмеримы с ними. Это может означать, что преобразование карбидов ледебурита происходит не дроблением их при деформировании заготовки, а путем перестройки кристаллов. Деформация лишь ускоряет процессы перекристаллизации ледебурита и образования карбидов остроконечной формы.

Результаты структурных исследований высокоуглеродистого нелегированного сплава типа булат свидетельствуют о явно выраженной неравномерности распределения эвтектической карбидной фазы в объеме перлитной матрицы (рис. 5, б). Этот вывод соответствует представлениям И.Н. Голикова о химической неоднородности инструментальных сталей [21].

## Выводы

1. В результате неравновесной кристаллизации структура сплава БУ22А с содержанием углерода 2,25 % представляет собой мелкодисперсный пластинчатый перлит с избыточным цементитом видманштеттова типа. Образования четко выраженных колоний эвтектики, характерных для доэвтектических чугунов, в данном сплаве не зафиксировано.

2. Термическая обработка сплава БУ22А при температуре 700 °С не приводит к существенным изменениям исходной структуры. На пластинах цементита образуются выступы в виде шипов, однако морфология избыточного цементита не изменяется. В процессе горячей пластической деформации образцов из сплава БУ22А характерного разрушения пластин видманштеттова цементита не происходит. Кристаллы данного типа расщепляются на слои толщиной 0,6...1,0 мкм. Однако такая структура материала не обеспечивает высоких режущих свойств инструмента.

3. Нагрев и выдержка сплава с исходной структурой при температуре 1150 °С в течение двух часов обеспечивают образование в локальных областях сплава микрообъемов ледебурита, отличающегося по строению от ледебурита, характерного для белых чугунов. При горячей деформации сплава БУ22А, в структуре которого



присутствуют микрообъемы ледебурита, происходит кардинальное изменение морфологии карбидной фазы. Образуются карбиды призматической формы, которые повышают режущие свойства инструмента.

### Список литературы

1. Русские ученые-металловеды / общ. ред. и вступ. очерки Д.М. Нахимова и А.Г. Рахштадта. – М.: Машгиз, 1951. – 504 с.
2. Гаев И.С. Булат и современные железоуглеродистые сплавы // МиТОМ. – 1965. – № 9. – С. 17–24.
3. Электронно-микроскопические исследования булатной стали / Ф.Н. Тавадзе, Б.Г. Амаглобели, Г.В. Инанишвили, Т.В. Этерашвили // Сообщения АН ГССР. – 1984. – № 3. – С. 601–604.
4. Радиационная повреждаемость и свойства сплавов / Г.Г. Бондаренко, Н.Б. Кириллов, А.М. Паршин, А.Н. Тихонов. – СПб.: Политехника, 1995. – 300 с.
5. Гуревич Ю.Г. Инструмент из булатной стали // Технология машиностроения. – 2007. – № 12. – С. 35–37.
6. Архангельский Л.Б. Секреты булата. – М.: Металлургиздат, 2007. – 164 с. – ISBN 978-5-902194-23-1.
7. Счастливцев В.М., Герасимов В.Ю., Родионов Д.П. Структура трех златоустовских булатов // Физика металлов и материаловедение. – 2008. – Т. 106, № 2. – С. 182–188.
8. Таганов И. Закат легенд о булате // Калашников. Оружие, боеприпасы, снаряжение. – 2009. – № 11. – С. 92–97.
9. Структура булата / В.М. Счастливцев, В.Н. Урцев, А.В. Шмаков, В.Н. Дегтярев, А.Я. Наконечный, Е.Д. Мокшин, И.Л. Яковлева // Физика металлов и материаловедение. – 2013. – Т. 114, № 7. – С. 650–657. – doi: 10.7868/S0015323013070103.
10. 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.
11. 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.
12. Barnett M.R., Sullivan A., Balasubramaniam R. Electron backscattering diffraction analysis of an ancient wootz steel blade from central India // Materials Characterization. – 2009. – Vol. 60, iss. 4. – P. 252–260. – doi: 10.1016/j.matchar.2008.10.004.
13. Суханов Д.А. Булат – нелегированная сталь карбидного класса // Metallurg. – 2014. – № 2. – С. 93–96.
14. Sukhanov D.A., Arkhangelskiy L.B. Damascus steel microstructure // Metallurgist. – 2016. – Vol. 59, iss. 9. – P. 818–822. – doi: 10.1007/s11015-016-0178-x.
15. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1968. – 568 с.
16. Нижниковская П.Ф. Карбидные превращения в эвтектиках железоуглеродистых сплавов // Известия Академии наук СССР. Металлы. – 1982. – № 6. – С. 105–110.
17. Влияние деформации и отжига на структуру эвтектического цементита / Ю.Н. Таран, П.Ф. Нижниковская, Е.В. Пирогова, Т.М. Миронова, А.А. Бурбелко // Известия вузов. Черная металлургия. – 1991. – № 3. – С. 76–78.
18. Кремнев Л.С., Заболоцкий В.К. Крупные карбиды в структуре быстрорежущих сталей // МиТОМ. – 1969. – № 1. – С. 54–56.
19. Буров С.В., Худорожкова Ю.В., Рыжков М.А. Особенности распада аустенита при непрерывном охлаждении перегретой заэвтектоидной стали // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 4 (61). – С. 65–70.
20. Особенности превращения первородного аустенита белого чугуна при охлаждении / К.П. Бунин, И.Е. Лев, М.И. Притоманова, М.Ф. Евсюков // Известия вузов. Черная металлургия. – 1969. – № 2. – С. 121.
21. Голиков И.Н. Дендритная ликвация в стали. – М.: Металлургиздат, 1958. – 206 с.
22. Плотникова Н.В. Роль морфологии цементита в обеспечении конструктивной прочности углеродистых заэвтектоидных сталей: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2004. – 19 с.
23. Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. Основы металлографии чугуна. – М.: Металлургия, 1969. – 415 с.
24. Таран Ю.Н., Новик В.И. Строение цементита белого чугуна // Литейное производство. – 1967. – № 1. – С. 34–38.
25. Нижниковская П.Ф. Структура и пластичность железоуглеродистых сплавов эвтектического типа // МиТОМ. – 1984. – № 9. – С. 5–9.

## OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 4 (73), October – December 2016, Pages 43–51

**The morphology of the carbides in high-carbon alloys such as damascus steel**Sukhanov D.A.<sup>1</sup>, Ph.D. (Engineering), e-mail: suhanov7@mail.ruArkhangelskiy L.B.<sup>2</sup>, president, tigram.korolev@mail.ruPlotnikova N.V.<sup>3</sup>, Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: n.plotnikova@corp.nstu.ru<sup>1</sup>ASK-MSC Company, 8 Nauchny proezd, build. 1, Moscow, 117246, Russian Federation<sup>2</sup>MOO “Soyuz Kuznetsov”, 6 Tamozhennyi proezd, Moscow, 111033, Russian Federation<sup>3</sup>Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation**Abstract**

Analysis of changes in the morphology of carbides of the unalloyed high-carbon alloys such as damascus steel depending on the degree of supercooling of the melt, treatment and plastic deformation is conducted. It is shown that the crystallization process of the alloy with high carbon content (2.25 % C) at high degrees of supercooling is characterized by features typical for high-carbon steel. It is shown that the hot deformation of damascus steel with the structure of Widmannstätten cementite does not lead to its crushing. Plates of Widmannstätten cementite split into separate layers with a thickness 0.6...1.0 μm. However, the formation of such materials' structure does not provide good cutting properties of the tool. Formation of ledeburite structure which is similar to ledeburite of white cast iron is found after high temperature annealing of the initial structure at 1150 °C for 2 hours. Two competing processes of forming proeutectoid carbides at strain of damascus steel, associated with spheroidization and particles faceting, are determined. Three alternatives of the formation of eutectic carbides with faceted prismatic shape in iron-carbon alloys are considered. One of them involves thermal division of plates of secondary cementite or ledeburite cementite into separate microvolumes. The second alternative involves crushing of cementite crystals during deformation of the material and the formation of angular fragments. The third option is based on the conversion of metastable ledeburite cementite into stable carbides having prismatic morphology. It is shown that carbide heterogeneity in the unalloyed high-carbon steels such as damaskus is an aggregate of large faceted eutectic carbides with prismatic shape. It is expected that the formation of proeutectoid cementite with faceted prismatic form will have positive effect on the properties of cutting tool.

**Keywords**

Damascus steel, bulat, Wootz steel, Indian steel.

DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-43-51

**References**

1. Nakhimov D.M., Rakhshadt A.G., eds. *Russkie uchenye-metallovedy* [Russian scientists-metallurgists]. Moscow, Mashgiz Publ., 1951. 504 p.
2. Gaev I.S. Bulat i sovremennye zhelezouglerodistyie 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)
3. Tavazde F.N., Amaglobeli B.G., Inanishvili G.V., Eterashvili T.V. Elektronno-mikroskopicheskie issledovaniya bulatnoi stali [Electron microscopy studies of damask steel]. *Soobshcheniya Akademii nauk Gruzinskoi SSR – Bulletin of the Academy of Sciences of the Georgian SSR*, 1984, no. 3, pp. 601–604.
4. Bondarenko G.G., Kirillov N.B., Parshin A.M., Tikhonov A.N. *Radiatsionnaya povrezhdaemost' i svoistva splavov* [Radiation damage and the properties of the alloys]. St. Petersburg, Politekhnik Publ., 1995. 300 p.
5. Gourevich Yu.G. Instrument iz bulatnoi stali [Damascus steel tool]. *Tekhnologiya mashinostroeniya – Technology of Mechanical Engineering*, 2007, no. 12, pp. 35–37.
6. Arkhangel'skii L.B. *Sekrety bulata* [Secrets of damascus steel]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2007. 164 p. ISBN 978-5-902194-23-1.



7. Schastlivtsev V.M., Gerasimov V.Yu., Rodionov D.P. Struktura trekh zlatoustovskikh bulatov [Structure of three Zlatoust bulats (damascus-steel blades)]. *Fizika metallov i metallovedenie – The Physics of Metals and Metallography*, 2008, vol. 106, no. 2, pp. 182–188. (In Russian)
8. Taganov I. Zakat legend o bulate [Sunset legends about damascus steel]. *Kalashnikov. Oruzhie, boepripasy, snaryazhenie – Kalashnikov. Weapons, ammunition and equipment*, 2009, no. 11, pp. 92–97.
9. Schastlivtsev V.M., Urtsev V.N., Shmakov A.V., Degtyarev V.N., Nakonechnyi A.Ya., Mokshin E.D., Yakovleva I.L. Struktura bulata [Structure of bulat]. *Fizika metallov i metallovedenie – The Physics of Metals and Metallography*, 2013, vol. 114, no. 7, pp. 650–657. doi: 10.7868/S0015323013070103 (In Russian)
10. 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
11. 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
12. Barnett M.R., Sullivan A., Balasubramaniam R. Electron backscattering diffraction analysis of an ancient wootz steel blade from central India. *Materials Characterization*, 2009, vol. 60, iss. 4, pp. 252–260. doi: 10.1016/j.matchar.2008.10.004
13. Sukhanov D.A. Bulat – nelegirovannaya stal' karbidnogo klassa [Damask is a non-alloyed steel of carbide grade]. *Metallurg – Metallurgist*, 2014, no. 2, pp. 93–96. (In Russian)
14. Sukhanov D.A., Arkhangel'skiy L.B. Damascus steel microstructure. *Metallurgist*, 2016, vol. 59, iss. 9, pp. 818–822. doi: 10.1007/s11015-016-0178-x
15. Geller Yu.A. *Instrumental'nye stali* [Tool steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1968. 568 p.
16. Nizhnikovskaya P.F. Karbidnye prevrashcheniya v evtektikakh zhelezouglerodistykh splavov [Carbide transformations in eutectic iron-carbon alloys]. *Izvestiya Akademii nauk SSSR. Metally – News of Academy of Sciences of the USSR. Metals*, 1982, no. 6, pp. 105–110.
17. Taran Y.N., Nizhnikovskaya P.F., Pirogova E.V., Mironova T.M., Burbelko A.A. Vliyanie deformatsii i otzhiga na strukturu evtekticheskogo tsementita [Effect of deformation and annealing on the structure of the eutectic cementite]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya – Steel in Translation*, 1991, no. 3, pp. 76–78. (In Russian)
18. Kremnev L.S., Zabolotskiy V.K. Krupnye karbidy v strukture bystrorezhushchikh staley [Large carbides in the structure of high-speed steels]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 1969, no. 1, pp. 54–56. (In Russian)
19. Burov S.V., Khudorozhkova Yu.V., Ryzhkov M.A. Osobennosti raspada austenita pri nepreryvnom okhlazhdenii peregretoi zaevtektoidnoi stali [Peculiarities of austenite transformation under continuous cooling of hypereutectoid steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2013, no. 4 (61), pp. 65–70.
20. Bunin K.P., Lev I.E., Pritomanova M.I., Evsyukov M.F. Osobennosti prevrashcheniya pervorodnogo austenita belogo chuguna pri okhlazhdenii [Features original transformation of austenite on cooling white iron]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya – Steel in Translation*, 1969, no. 2, p. 121. (In Russian)
21. Golikov I.N. *Dendritnaya likvatsiya v stali* [Dendritic segregation in the steel]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1958. 206 p.
22. Plotnikova N.V. *Rol' morfologii tsementita v obespechenii konstruktivnoi prochnosti uglerodistykh zaevtektoidnykh staley*. Avtoref. diss. kand. tekhn. nauk [The role of the morphology of the cementite to provide structural strength carbon steels hypereutectoid. Author's abstract of PhD eng. sci. diss.]. Novosibirsk, 2004. 19 p.
23. Bunin K.P., Malinochka Ya.N., Taran Yu.N. *Osnovy metallografii chuguna* [Fundamentals of iron metallography]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969. 415 p.
24. Taran Yu.N., Novik V.I. Stroenie tsementita belogo chuguna [The structure of white iron cementite]. *Liteinoe proizvodstvo – Foundry. Technologies and Equipment*, 1967, no. 1, pp. 34–38.
25. Nizhnikovskaya P.F. Struktura i plastichnost' zhelezouglerodistykh splavov evtekticheskogo tipa [Structure and ductility of eutectic type iron-carbon alloys]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 1984, no. 9, pp. 5–9. (In Russian)

#### Article history

Received 5 July 2016

Revised 10 October 2016

Accepted 31 October 2016