



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Механические свойства булатной стали

Дмитрий Суханов<sup>1, a, \*</sup>, Наталья Плотникова<sup>2, b</sup>, Светлана Долгова<sup>2, c</sup>,  
 Лариса Суханова<sup>1, d</sup>, Александр Голиков<sup>1, e</sup>, Леонид Архангельский<sup>3, f</sup>

<sup>1</sup> Общество с ограниченной ответственностью «АСК-МСЦ», Научный проезд, 8, строение 1, г. Москва, 117246, Россия

<sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>3</sup> Межрегиональная общественная организация «Творческий союз кузнецов», Таможенный проезд, 6, г. Москва, 111033, Россия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-9565-6437>,  [suhanov7@mail.ru](mailto:suhanov7@mail.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8005-1128>,  [plotnikova1975@mail.ru](mailto:plotnikova1975@mail.ru),

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3918-273X>,  [svetlanadolgova99@gmail.com](mailto:svetlanadolgova99@gmail.com), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1431-6183>,  [suhanova.l@ask-msk.ru](mailto:suhanova.l@ask-msk.ru),

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5962-135X>,  [golikov.a@ask-msk.ru](mailto:golikov.a@ask-msk.ru), <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-4202-2518>,  [tigram.korolev@mail.ru](mailto:tigram.korolev@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.141.13

#### История статьи:

Поступила: 16 сентября 2019

Рецензирование: 23 октября 2019

Принята к печати: 15 ноября 2019

Доступно онлайн: 15 декабря 2019

#### Ключевые слова:

Булатная сталь

Дамасская сталь

Инструментальная сталь

Индо-персидская сталь

#### Благодарности

Исследования выполнены в ЦКП ССМ НИТУ. За помощь в проведении совместных научно-исследовательских работ авторы выражают глубокую благодарность сотрудникам кафедры «Материаловедения в машиностроении» Новосибирского государственного технического университета и сотрудникам завода Металлоконструкций ОАО «АСК».

#### АННОТАЦИЯ

**Цель работы:** определение механических свойств булатной стали, а также установление основных недостатков и преимуществ клиночных изделий древности по сравнению с современными высокоуглеродистыми инструментальными сталями. **Материалы и методы исследования.** Объектом исследования были выбраны инструментальная сталь У15А и булатная сталь Ds15P. Химический состав материалов определяли с помощью оптико-эмиссионного спектрометра типа ARL 3460. Структурные исследования осуществляли на растровом электронном микроскопе Zeiss EV050 XVP с системой зондового микроанализатора EDS X-Act и оптического микроскопа серии METAM PB-21-2. Строение избыточной карбидной фазы изучали с помощью просвечивающего электронного микроскопа типа TEI Tecnai G2 20 TWIN. Твердость структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера Model 402MVD. **Результаты и обсуждения.** Научных работ по определению механических свойств булатных сталей очень мало. Это связано с тем, что большинство качественных клинков из булатной стали хранятся в государственных музеях или в частных коллекциях. Авторы работ сходятся во мнении, что булатные стали с содержанием углерода от 1,3 до 2,3 % обладают легендарной упругостью и вязкостью при достаточно высоком содержании фосфора в составе этих сталей. В статье сравниваются механические свойства современной углеродистой инструментальной стали и булатной стали (genuine Damascus steel). Подтверждено, что слоистая структура восточной булатной стали Ds15P (genuine Damascus steel), сформированная карбидными слоями шириной не более 75 мкм в трооститной матрице, отличается от гомогенной структуры современной углеродистой инструментальной стали У15А. Микротвердость карбидных слоев в булатной стали составляет 920 HV, микротвердость трооститных слоев – 475 HV. Карбидные слои в булатной стали состоят из цементита продолговатой формы. Продолговатые избыточные карбиды по морфологическому признаку напоминают овал с утолщением в средней части. Размеры карбидов в поперечном сечении составляют около 3...4 мкм, в продольном сечении не превышают 9...12 мкм, отношение осей составляет 1/3. Установлено, что кромка лезвия булатного клинка представляет собой микропилу, состоящую из параллельных карбидных и трооститных слоев. Проведены сравнительные испытания на сохранение остроты режущей кромки лезвия стали У15А и булатной стали Ds15P. Установлено, что при небольших усилиях реза булатная сталь (Ds15P) показывает большее число резов по сравнению со сталью У15А. Выявлено, что в слоистой структуре булатной стали Ds15P распространение усталостной трещины от момента ее возникновения до полного разрушения происходит за большее количество циклов, чем в гомогенной структуре стали У15А. Булатная сталь Ds15P показала двукратный запас усталостной долговечности по сравнению с современной высокоуглеродистой сталью У15А.

**Для цитирования:** Механические свойства булатной стали / Д.А. Суханов, Н.В. Плотникова, С.В. Долгова, Л.Н. Суханова, А.Ю. Голиков, Л.Б. Архангельский // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 113–126. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-113-126.

#### \*Адрес для переписки

Суханов Дмитрий Александрович, к.т.н., директор  
 ООО «АСК-МСЦ»  
 Научный проезд, 8, строение 1,  
 г. Москва, 117246, Россия  
 Тел.: +7 (495) 775-17-55, e-mail: [suhanov7@mail.ru](mailto:suhanov7@mail.ru)

### Введение

Массовое производство индо-персидской стали для изготовления рубящего холодного оружия датируется XVII–XIX веками. В промышленных масштабах булатную сталь сегодня

уже не производят. Ножевые клинки современной выделки изготавливаются только кустарным способом в небольших штучных количествах. Это связано с конструктивной особенностью изделий из булатной стали, которая основана на слоистой неоднородности структуры.

В современной инструментальной промышленности резкая карбидная неоднородность считается браком. Равномерное распределение твердости по всей рабочей поверхности инструментальной поковки является основным требованием при изготовлении полуфабрикатов в виде калиброванных кругов и шестигранников. То, что считается браком в углеродистых инструментальных сталях, может являться преимуществом в клинковых изделиях из булатной стали.

По мнению коллекционеров холодного оружия, большинство булатных клинков наряду с красивым крупным узором обладают высокой твердостью, надежностью и режущей способностью. Несмотря на все достижения металлургии за последние 100 лет, существует устойчивое мнение, что клинки из современной углеродистой инструментальной стали имеют более низкие свойства, чем клинки из булатной стали.

Целью данной работы являлось определение механических свойств булатной стали, а также установление основных недостатков и преимуществ клинковых изделий древности по сравнению с современными высокоуглеродистыми инструментальными сталями.

Научных работ по определению механических свойств булатных сталей очень мало. Как правило, это связано с тем, что большинство качественных клинков из булатной стали хранятся в государственных музеях или в частных коллекциях. Таким образом, необходимое количество образцов для исследований механических свойств методами разрушающего контроля всегда было недостаточно. Однако некоторые свидетельства, хотя и косвенные, можно обнаружить в научной литературе прошлых лет.

Так, еще в XI веке Хорезмский ученый Аль-Бируни (1040) [1] обратил внимание на то, что клинки из индо-персидской узорчатой стали ломаются при ударе на холоде. Низкий уровень хладноломкости подтвердил в своей работе профессор Гаев (1956) [2], исследовавший сабельный клинок XVIII века из собрания Государственного Эрмитажа. Боевой булатный клинок,

содержащий 1,97 % углерода и 0,136 % фосфора, от удара был сломан у эфеса и наварен железом. Сегодня известно, что характерной особенностью именно фосфористых высокоуглеродистых сталей является снижение ударной прочности при отрицательных температурах.

Одним из первых, кто провел статические испытания на изгиб булатных сталей (в Европе и в США булатную сталь принято называть *genuine Damascus steel*), был австрийский металлург Zschokke (1924) [3]. Исследованные им образцы по содержанию углерода (1,342...1,874 %) являются заэвтектоидными сталями с повышенным содержанием фосфора 0,086...0,172 %, все остальные элементы не превышали сотых долей процентов. Полученные результаты статических испытаний привели его к парадоксальному выводу. По статическим свойствам на изгиб старинные булатные клинки значительно уступали промышленным клинковым сталям, изготовленным в Золингене. По его мнению, огромное влияние на понижение механических свойств старинных булатных сталей оказал фосфор, в значительном количестве присутствующий во всех исследуемых образцах. Подтвердил выводы о вредном влиянии примеси фосфора на механические свойства булатной стали итальянский профессор Carlo Panseri (1965) [4], исследовавший два образца из персидской булатной стали, содержащей 1,42 и 1,62 % углерода и 0,035 и 0,087 % фосфора соответственно.

Изучая проблемы сверхпластичности высокоуглеродистых материалов, американские ученые Sherby, Wadsworth и Talef (1979–2001) [5–9] заинтересовались проблемой легендарной упругости и вязкости булатной стали с содержанием углерода от 1,3 до 2,3 %. В результате многолетних исследований они разработали в 1975 году в лаборатории Стэнфордского университета новый класс материалов *UHC steels*, обладающих высокой статической прочностью около 1200 МПа и пластичностью  $\psi = 25$  % при комнатной температуре. По химическому составу *UHC steels* содержали от 1,1 до 2,1 % углерода с добавлением примеси хрома не менее 1,5 % (*UHCs-1,5%Cr*). Для усиления пластических свойств добавляли от 1,5 до 7,5 % алюминия (*UHCs-1,5%Cr-1,5%Al*), а для получения графитизируемых сталей добавляли до 10 % кремния (*UHCs-10%Si*). Однако сегодня мы знаем, что

данный класс материалов ни по узору карбидной неоднородности, ни по уровню механических свойств не соответствует булатным сталям.

В России аналогами *UHC steels* являются низколегированные инструментальные стали. При изготовлении подшипников качения применяют сталь ШХ15 по ГОСТ 801–78. При изготовлении инструмента для огранки алмаза применяют сталь ХВ5 по ГОСТ 5950–2000. При изготовлении режущего инструмента применяют сталь глубокой прокаливаемости 12Х1 по ГОСТ 5950–2000. При изготовлении измерительного инструмента применяют сталь 13Х по ГОСТ 5950–2000. Такие высокоуглеродистые инструментальные стали обладают хорошей износостойкостью в закаленном состоянии, твердостью не менее 61 HRC (при отпуске 180 °С) и прочностью на разрыв более 1500 МПа. Однако еще профессор Голиков (1958) [10] не относил данные материалы к восточным булатам, считая образуемую ими узорчатую поверхность, не соответствующей булатным узорам.

Ученые под руководством академика Ф.Н. Тавадзе (1984) [11–12] провели работу не только по построению кинетической диаграммы состояния *булатной стали*, но и исследовали влияние структуры на механические свойства. Объектами исследования были выбраны четыре образца из древних узорчатых клинков, содержащих от 1,17 до 1,47 % углерода и от 0,11 до 0,21 % фосфора. Для сравнения результатов они использовали высокочистую сталь, полученную в лабораторных условиях, которая содержала 1,5 % углерода без примеси фосфора и других химических элементов. Выводы оказались неутешительными. Практически все образцы из старинной булатной стали показали более низкие прочностные свойства, чем сталь, полученная современным способом выплавки, содержащая 1,5 % углерода.

Используя современные методы исследования структуры и свойств материалов, американские ученые Verhoeven с соавторами (1987–2007) [13–16], подробно изучили влияние примеси фосфора на формирование морфологии карбидов в процессе плавки *genuine Damascus steel* (булатной стали), содержащих от 1,2 до 1,8 % углерода и от 0,06 до 0,16 % фосфора. Они наглядно показали возможность формирования карбидных полос при ковке, которые образуют

характерный для булатных сталей узор. В результате коллективу авторов из США удалось разработать методику воспроизводства современных булатных клинков без вредной примеси фосфора, тем самым значительно улучшив механические свойства при статических и динамических испытаниях.

Огромную работу для понимания структуры и свойств старинных булатных сталей выполнил профессор Таганов (2009) [17], исследовав десятки индо-персидских клинков, собранных экспедициями Русского географического общества. Образцы, содержащие около 1,2...1,7 % углерода и 0,09...0,19 % фосфора, представляли собой хрупкую сталь, вдвое уступающую по ударной вязкости современным инструментальным сталям с таким же содержанием углерода. Значения статических механических характеристик булатных клинков достигают не более 75 % от свойств современных углеродистых инструментальных сталей, имеющих в своем составе не более 0,01 % примеси фосфора. По их мнению, именно аномально высокое содержание фосфора в булатной стали объясняет низкие механические свойства.

## Материалы и методы исследования

В качестве материалов для исследований были выбраны фрагменты старинного узорчатого клинка (маркировка Ds15P) длиной около 50 мм (рис. 1, а) и лезвие современного ножа (рис. 1, б), изготовленного из высокоуглеродистой инструментальной стали, содержащей 1,5 % углерода (для удобства упоминания в дальнейшем такую сталь по аналогии с маркировкой углеродистых инструментальных сталей промаркировали как У15А). Химический состав стали У15А и булатной стали Ds15P определяли с помощью оптико-эмиссионного спектрометра типа ARL 3460 (см. таблицу).

По форме и крупности узора можно предположить, что старинный узорчатый клинок принадлежал к булатным сталям с узором типа «Кара-Табан», что буквально означает «блестящий-черный» (рис. 2). По современной классификации инструментальных сталей восточный клинок является высокоуглеродистой инструментальной сталью с повышенным содержанием фосфора.

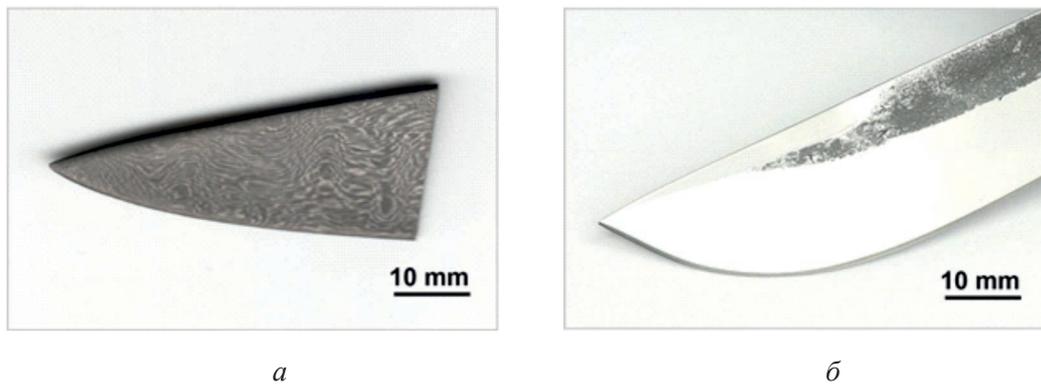


Рис. 1. Материалы исследования:

*a* – фрагмент кончика булатного клинка (маркировка Ds15P); *б* – лезвие современного ножевого клинка (маркировка Y15A)

Fig. 1. Materials of research:

*a* – Fragment of the Damascus blade (marking Ds15P); *b* – Blade of modern knife blade (marking Y15A)

### Химический состав исследуемых сталей Chemical composition of the studied steels

| Сталь  | Содержание химических элементов, % |       |       |              |       |        |
|--------|------------------------------------|-------|-------|--------------|-------|--------|
|        | C                                  | Mn    | Si    | P            | S     | Fe     |
| Ds15P* | 1,48                               | 0,006 | 0,082 | <b>0,192</b> | 0,005 | 98,235 |
| Y15A** | 1,54                               | 0,114 | 0,176 | <b>0,007</b> | 0,005 | 98,158 |

Маркировка:

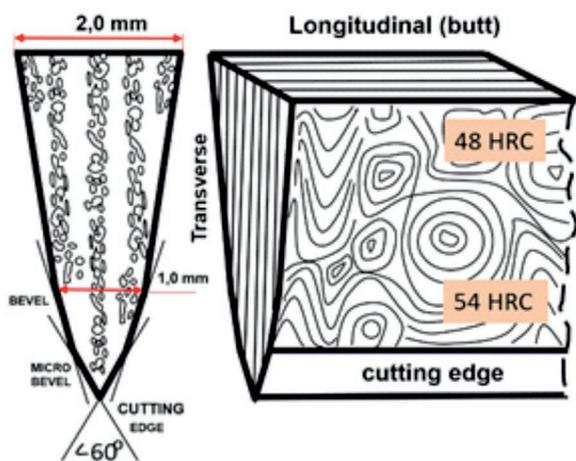
\*Ds – genuine Damascus steel (булат); **15** – 1,45...1,54 % углерода; **P** – 0,12...0,22% фосфора  
 \*\*Y – углеродистая инструментальная сталь; **15** – 1,54 % углерода; **A** – качественная <0,03%P

Высокоуглеродистая инструментальная сталь Y15A в клиночном производстве применяется для изготовления ножей повышенной твердости. Данная сталь обладает некоторыми недостатками. Она плохо поддается механической обработке, склонна к хрупкости, обладает низкой прокаливаемостью. Однако эта сталь по своему химическому составу идеально подходит для сравнения результатов исследований (рис. 3).

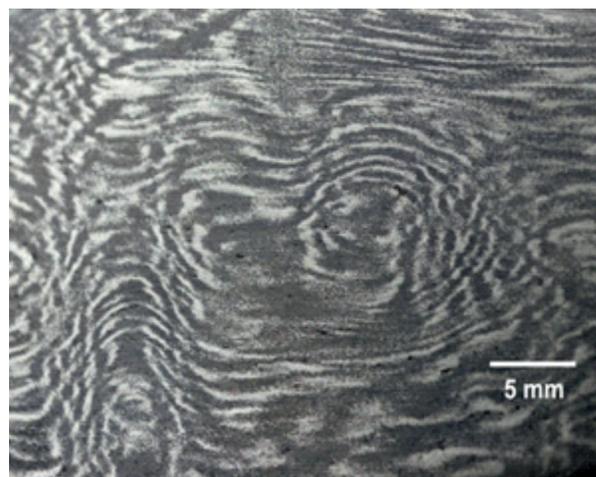
Термическую обработку образцов из высокоуглеродистой инструментальной стали проводили при температуре 780 °С в камерной лабораторной печи типа СНОЛ 6/11. Выдержка в печи составила не менее 20 мин. Далее образцы пере-

мещались в свинцовистую ванну, предварительно разогретую до температуры 450 °С. Время изотермической выдержки в ванне составило не менее двух часов. Структура исследуемого материала представляла собой троостит закалки, в котором равномерно распределены глобулы избыточного цементита вблизи бывших аустенитных зерен. Распределение карбидов цементита соответствовала третьему балу по шкале остатков цементитной сетки согласно ГОСТ 1435–99. Твердость образцов после термообработки составила не менее 52 HRC.

Структурные исследования осуществляли на растровом электронном микроскопе Zeiss



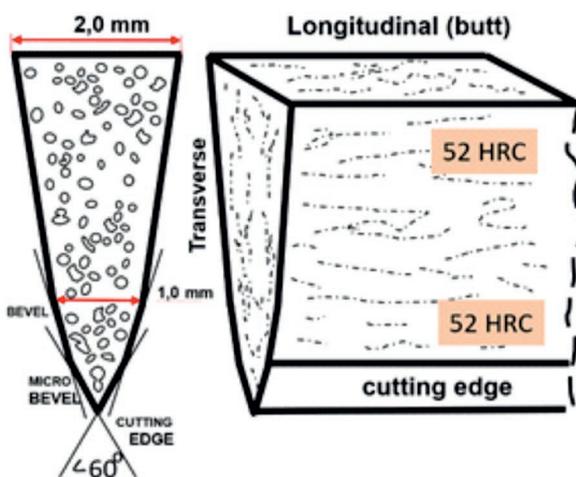
a



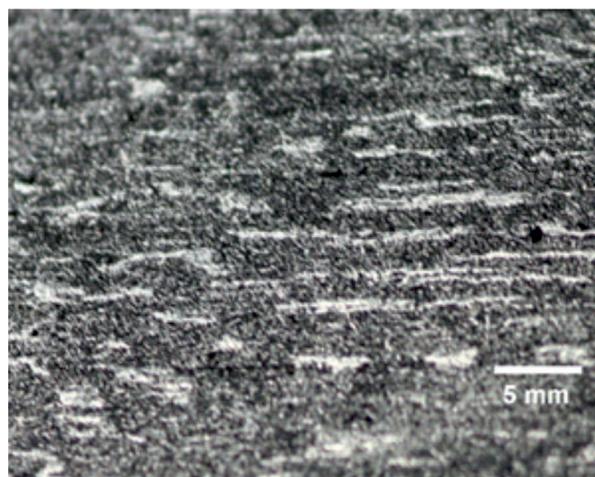
б

Рис. 2. Схема булатного клинка (а) и макроструктура булата Ds15P (б)

Fig. 2. Schematic of Damascus blade (a) and the macrostructure of genuine Damascus steel type Ds15P (б)



a



б

Рис. 3. Схема клинка из углеродистой стали (а) и макроструктура стали У15А (б)

Fig. 3. Schematic of blade of carbon steel (a) and the macrostructure of carbon tool steel type U15A (б)

EV050 XVP с системой зондового микроанализатора EDS X-Act и оптического микроскопа серии METAM PB-21-2 в диапазоне увеличения от 50 до 1100 крат. Строение избыточной карбидной фазы изучали с помощью просвечивающего электронного микроскопа типа TEI Tescna G2 20 TWIN.

Твердость структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера Model 402MVD. В качестве статического индентера применялась алмазная четырехгранная пирамидка. Нагрузка составляла от 50 до 200 граммов.

Проведены сравнительные тесты на испытания резом войлока толщиной 4 мм на установке с возвратно-поступательным механизмом. Испытания проводили на треугольных образцах толщиной 2 мм. Угол заточки составлял 60°. Образец крепился на шток, совершающий возвратно-поступательное движение за счет вращения вала, соединенного муфтой с валом электродвигателя. На валу закреплялся груз. Изменяя массу груза, управляли величиной силы, действующей через шток на образец. Войлок крепился в струбцинах поперек волокон. Измерялось число

резов ( $n$ ) при заданном усилии реза ( $P$ ) до полного проскальзывания образца по войлоку.

Испытания на усталостную долговечность проводили на плоских образцах, имевших размеры  $50 \times 20 \times 55$  мм, толщиной 2 мм. Имитаторами зубрин на клинке служили надрезы глубиной 1 мм, полученные на электроискровом станке латунной проволочкой диаметром 0,15 мм. Нагружение образцов осуществлялось штоком, совершающим возвратно-поступательное движение, по схеме трехточечного изгиба. Шток получал движение за счет вращения вала, соединенного муфтой с валом электродвигателя. Измеряли длину усталостной трещины  $L$  (мм) в заданное число циклов нагружения до полного разрушения образца.

### Результаты и обсуждения

Микроструктура углеродистой инструментальной стали У15А после термической обработки представляла собой матрицу из смеси пластинчатого троостита и отпущенного мартенсита, в которой равномерно распределены частицы избыточного цементита практически глобулярной формы, расположенные вблизи бывших аустенитных зерен (рис. 4, *а*).

Ранее в работах [18, 19] было установлено, что микроструктура булатной стали Ds15P представляет собой пластинчатый троостит с межпластинчатым расстоянием не более 100 нм, в

котором слоями расположены частицы избыточного цементита. Толщина трооститных промежутков между карбидными слоями находится в диапазоне от 45 до 75 мкм. В результате на темном фоне трооститной матрицы можно наблюдать светлые прерывистые слои толщиной от 15 до 45 мкм, состоящие из продолговатых округлых частиц цементита (рис. 4, *б*). Плотность прерывистых карбидных слоев составляет от 10 до 15 шт. на 1,0 мм.

Существует несколько различных мнений на счет природы образования карбидных слоев в булатных сталях. Некоторые из них сводятся к тому, что карбидные слои образуются в результате низкотемпературнойковки в диапазоне  $650 \dots 850$  °С. В данном диапазоне температур избыточный вторичный цементит не растворяется в аустените. В процессе низкотемпературнойковки происходит его дробление на отдельные части. По мнению авторов [20–21], только в этом диапазоне температурковки сохраняются узоры на поверхности клинка. Таким образом, избыточные карбиды в подлинной дамасской стали являются сфероидными осколками раздробленной цементитной сетки. Образования таких структур описываются по механизму Wadsworth–Sherby [6].

Другое мнение на природу образования карбидных слоев сводится к тому, что крупные продолговатые карбиды сформировались в процессе кристаллизации неоднородного булатного

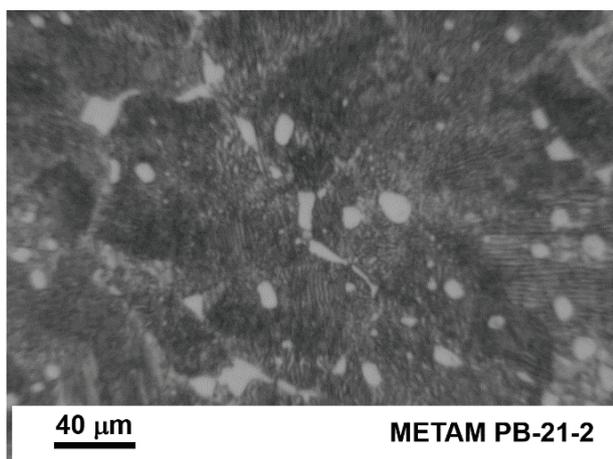
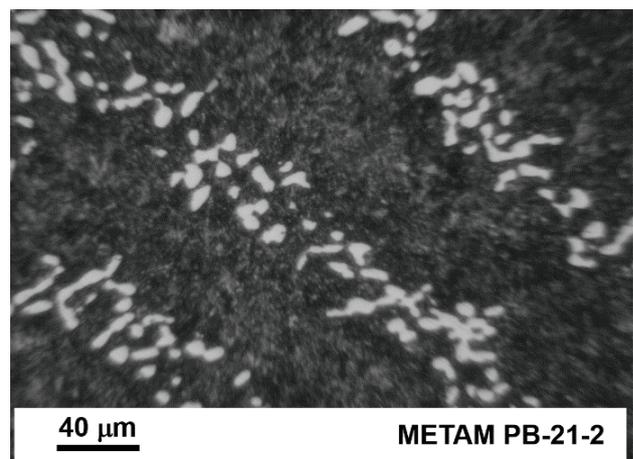

*a*

*б*

Рис. 4. Структура образцов:

*a* – гомогенная сталь У15А; *б* – слоистая сталь Ds15P

Fig. 4. Structure of samples:

*a* – homogeneous steel (U15A); *б* – layered steel (Ds15P)

слитка [2, 16, 17]. Предполагается, что в процессе кристаллизации слитка в междендритных участках происходит сегрегация примесей фосфора. При изотермической выдержке эти участки насыщаются углеродом вплоть до эвтектического состояния. При дальнейшем переохлаждении булатного слитка в этих местах образуются первичные карбиды цементита не в виде сотового ледебурита либо игл первичного цементита, а в виде массивных обособленных частиц. Образование избыточных первичных карбидов в виде массивных частиц в процессе кристаллизации булатного слитка объясняется по механизму *Verhoven–Pendray* [14, 15].

Металлографические исследования показали, что в карбидном слое булатной стали большая часть цементита имеет продолговатую форму. Продолговатые частицы избыточного цементита с соотношением осей 1/3 являются основной отличительной особенностью рассматриваемой в данной работе булатной стали. Продолговатая форма избыточного цементита отсутствует в работах по сверхпластичности UHC steels [5–9]. Не обнаружены продолговатые карбиды в булатных сталях ледебуритного класса типа BU22A [22–25].

Продолговатые карбиды могут быть выделены в отдельную разновидность избыточного цементита. Такие карбиды кардинально отлича-

ются по морфологическим признакам от избыточного цементита глобулярного типа (рис. 5).

Размеры продолговатых карбидов в поперечном сечении составляют около 3...4 мкм, в продольном сечении не превышают 9...12 мкм (рис. 5, *a*). Предположительно крупные продолговатые карбиды были сформированы в процессе кристаллизации булатного слитка. Ковка клинка проходила в диапазоне температур от 960 до 560 °С. В процессе деформации в этом интервале температур карбидная неоднородность приобретает слоистую текстуру. Длительный изотермический отжиг усиливал структурную неоднородность.

По технологии *Wadsworth–Sherby* [6] был обработан нож из углеродистой инструментальной стали U15A. Нож был откован в диапазоне температур от 960 до 560 °С. Вторичное выделение избыточного цементита из деформированного аустенита происходит в виде глобулярных частиц, расположенных равномерно по границам бывших аустенитных зерен (рис. 5, *б*). Микротвердость находится в диапазоне значений 400...600 HV (рис. 6). Для современного режущего инструмента такая структура может считаться идеальной. Однако она не соответствует представлениям о структуре булатной стали.

Структура в булатной стали Ds15P более всего напоминает естественные композиционные

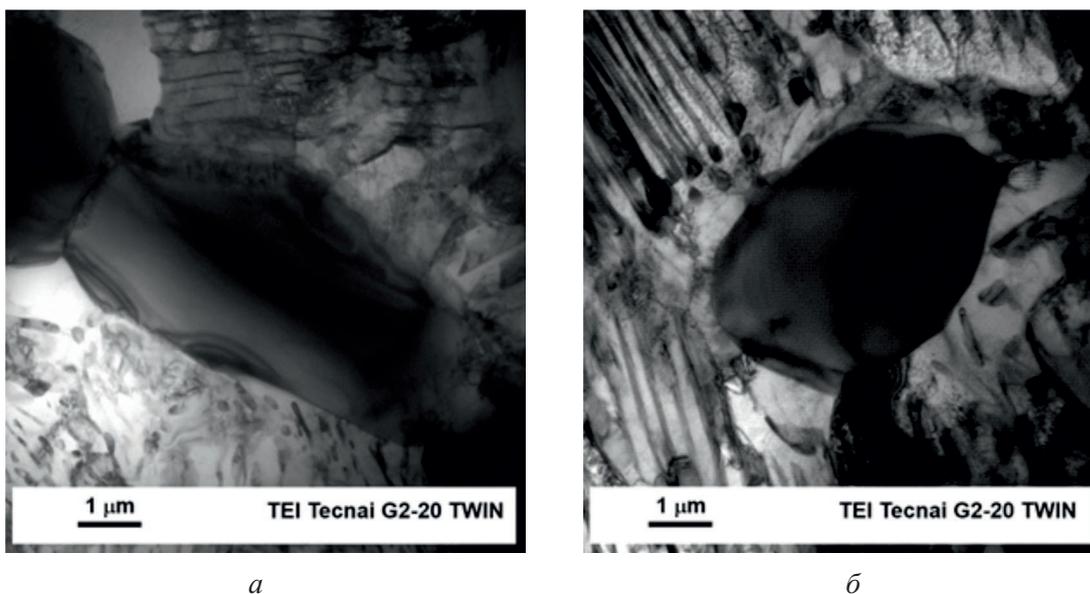
*a**б*

Рис. 5. Морфология карбидов цементита:

*a* – продолговатый карбид (*Ds15P*); *б* – сфероид избыточного цементита (*U15A*)

Fig. 5. Morphology of cementite carbides:

*a* – oblong carbide (*Ds15P*); *б* – spherical carbide (*U15A*)

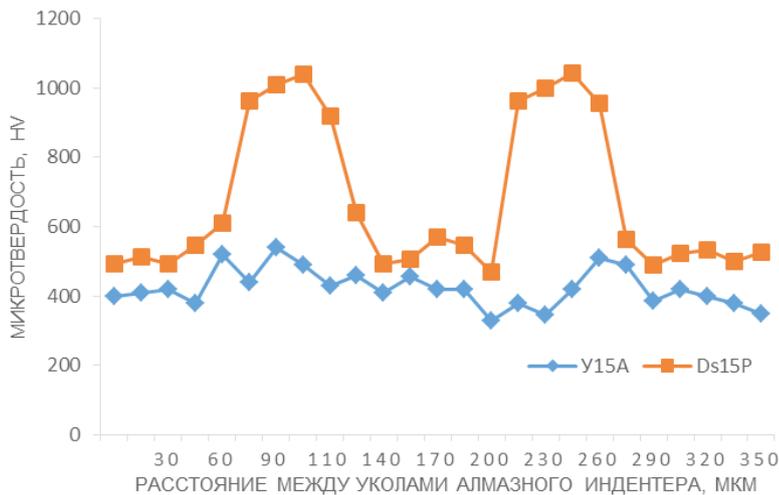


Рис. 6. График распределения микротвердости в сталях  
 Fig. 6. Diagram of the distribution of microhardness in steels

материалы (ЕКМ). Распределение микротвердости по поперечному сечению неоднородное: на графике присутствуют минимумы, характерные трооститным слоям (от 390 до 560 HV), и максимумы, характеризующие твердость карбидных частиц (от 820 до 1020 HV) (рис. 6). Такое распределение микротвердости может объяснить возникновение самозатачивающегося эффекта кромки лезвия, которая представляет собой микропилу с зубьями от 50 до 100 мкм. Суть самозатачивающегося эффекта заключается в более быстром износе трооститных слоев с выходом на кромку более твердых карбидных слоев.

Ранее в работах [18, 19] отмечалось, что широкий разброс данных по значениям микротвердости в трооститном слое от 390 до 560 HV может быть связан с неравномерным распределением фосфора.

Твердость, равная 390 HV, наблюдается в середине трооститного слоя, где примесь фосфора минимальна, не более 0,02 %. На кромке трооститного и карбидного слоя микротвердость увеличивается до значений около 560 HV, что связано с повышением примеси фосфора до 0,2 %. Средняя микротвердость в трооститных слоях составляет 475 HV.

В карбидных слоях микротвердость зависит как от содержания фосфора, которое может достигать около 0,38 % [18, 19], так и от распределения продолговатых карбидов, которые способны продавливаться либо демпфировать при

вдавливании алмазного индентора. Поэтому нельзя однозначно сказать, какая структурная фаза будет под отпечатком алмазного индентора (эффект «Айсберга»). Средняя микротвердость в карбидных слоях составляет 920 HV, что согласуется с данными работ Гаева [2] (770...1000 HV) и Таганова [17] (средняя 800 HV).

Твердость по Роквеллу стали U15A составляла не менее 52 HRC. В образцах булатной стали наблюдается разброс значений твердости по Роквеллу. На обухе клинка твердость не превышает 48 HRC. Твердость кромки клинка составляет не менее 54 HRC. Таким образом, твердость около режущей кромки на 12 % больше, чем твердость около обуха клинка. Можно сделать вывод, что твердость современной углеродистой стали U15 и булатной стали Ds15P одинакова.

Методик на испытание стойкости режущей кромки очень много. Однако не существует ГОСТа по определению этого свойства. Поэтому испытываемые образцы можно сравнивать только между собой. Для получения достоверных результатов тестирования был исключен человеческий фактор. Усилие реза регламентировалось грузом от 20 до 120 Н. Результаты испытаний представлены на рис. 7.

При небольшой нагрузке на испытываемые образцы, равной 20 Н, булатная сталь типа Ds15P со слоистой структурой показывает большее число резов, чем современные углеродистые инструментальные стали с гомогенной структурой.

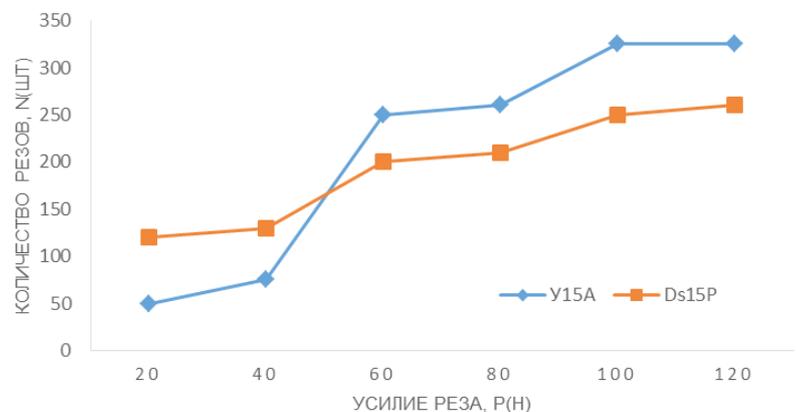


Рис. 7. График распределения количества резов от усилия реза  
 Fig. 7. Diagram of the distribution of number cuts from the cut pressure

Разница в количестве резов составляет более чем в 2,5 раза (рис. 7). С увеличением нагрузки на испытуемые образцы до 40 Н разница в количестве резов сокращается до 1,5 раза.

Дальнейшее увеличение нагрузки на испытуемый образец приводит к противоположному результату. Углеродистые инструментальные стали типа У15А показывают на 30 % большее число резов по сравнению с булатными сталями типа Ds15P при увеличении усилия реза от 60 до 120 Н (рис. 7).

Известно, что в процессе эксплуатации клинок может испытывать знакопеременные нагрузки. Необходимо считаться с наличием дефектов типа микротрещин. В старинных клинках, отработавших большую часть своего ресурса, вероятность наличия скрытых микротрещин резко возрастает. В процессе эксплуатации микротрещина способна вырасти до магистральной трещины, создавая условия для хрупкого разрушения. Склонность к торможению роста микротрещин является одной из важнейших характеристик материала. Уменьшая скорость роста микротрещин, можно существенно повысить срок службы и надежность клинка при эксплуатации. В связи с этим особое значение приобретает изучение живучести клинков как с гомогенной структурой, так и со слоистой структурой.

На графике распределения роста усталостной трещины видно, что в слоистой структуре булатной стали усталостная микротрещина зарождается в два раза быстрее по сравнению с

образцами из стали У15А (рис. 8). Зарождение усталостной трещины зависит от дефектов структуры, в частности, от ослабленных межслойных границ.

Рост усталостной трещины до критического значения в гомогенной структуре стали У15А происходит за меньшее число циклов (рис. 8). На пути роста трещины нет существенных препятствий. Это означает, что в образцах с гомогенной структурой неконтролируемое хрупкое разрушение будет происходить при меньшей критической длине трещины. Таким образом, от момента зарождения усталостной трещины (около 1,0 мм) до разрушения образцов с гомогенной структурой потребовалось  $2,7 \cdot 10^7$  циклов, а до разрушения образцов со слоистой структурой необходимо  $6,2 \cdot 10^7$  циклов. Можно сказать, что в клинке из булатной стали (Ds15P) по показателям усталостной долговечности, почти в два раза больше ресурс эксплуатации, чем в клинке из современной углеродистой инструментальной стали (У15А). Полученные результаты объясняются благоприятным влиянием слоистой структуры булатной стали. В этой структуре обязательно присутствуют напряженные участки, расположенные на межслойных границах. Накопление дефектов приводит к локальным расслоениям вдоль межслойных границ, запуская механизм торможения микротрещин. Как правило, микротрещины ветвятся вдоль карбидных и трооститных слоев, снижающих энергию магистральной трещины за счет разделения ее фронта. В результате реализуется механизм «локального расслоения» [26], который заставляет трещину продвигаться в каждом отдельном слое.

Потери в режущей способности компенсируются увеличением надежности (живучести) клинка при многократных усталостных нагрузках в процессе эксплуатации.

## Выводы

1. Карбидные слои в булатной стали состоят из избыточного цементита продолговатой формы. Продолговатые избыточные карбиды по морфологическому признаку напоминают овал с утолщением в средней части. Размер карбидов в поперечном сечении составляет

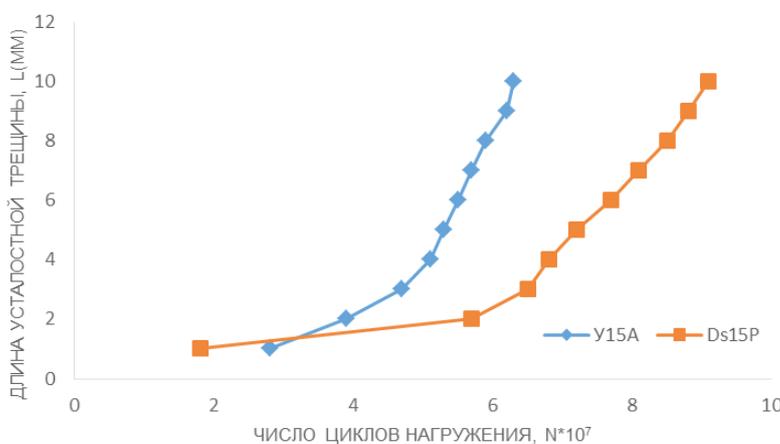


Рис. 8. График распределения роста усталостной трещины от числа циклов нагружения

Fig. 8. Graph of distribution of fatigue crack growth on the number of loading cycles

около 3...4 мкм, в продольном сечении не превышает 9...12 мкм. Продолговатые частицы избыточного цементита с соотношением осей 1/3 являются основной отличительной особенностью по морфологическим признакам от сфероидов избыточного цементита. Образование продолговатых карбидов в булатной стали происходит по механизму «*Verhoven–Pendray*».

2. Значения микротвердости углеродистой инструментальной стали У15А с равномерным распределением карбидной фазы находятся в диапазоне от 400 до 600 НВ. Большой разброс значений микротвердости булатной стали Ds15P (от 475 до 920 НВ) обусловлен слоистой структурой распределения карбидной фазы. Такая слоистая структура напоминает собой ЕКМ (естественный композиционный материал).

3. Режущая кромка лезвия ножа из булатной стали представляет собой чередующиеся параллельные карбидные и трооститные слои, в среднем не более шести шт. При небольшом усилии разреза (до 40 Н) булатная сталь Ds15P показывает большее количество разрезов, чем углеродистая типа У15А. С увеличением усилия на режущей кромке с 60 до 120 Н углеродистая инструментальная сталь показала большее количество резов, чем булатная сталь.

4. В слоистой структуре булатной стали Ds15P распространение усталостной трещины от момента ее возникновения до полного разрушения происходит при большем числе циклов, чем в однородной структуре стали У15А, что связано с потерей энергии распространения усталостной трещины при переходе из трооститного слоя в карбидный.

### Список литературы

1. *Бируни А.Р.* Собрание сведений для познания драгоценностей (минералогия). – Л.: Изд-во Акад. наук СССР, 1963. – 520 с.
2. *Гаев И.С.* Булат и современные железоуглеродистые сплавы // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1965. – № 9. – С. 17–24.
3. *Zschokke B.* Du Damasse et des Lamés de Damast // *La Revue de Metallurgie.* – 1924. – N 21. – P. 639–669. – DOI: 10.1051/metal/192421110639.
4. *Panseri C.* Damascus steel in legend and in reality // *Gladius.* – 1965. – N 4. – P. 5–66. – DOI: 10.3989/gladius.1965.188.

5. Mechanical properties and microstructure of heat-treated ultrahigh carbone steels / H. Sunada, J. Wadsworth, J. Lin, O.D. Sherby // *Materials Science and Engineering.* – 1979. – N 38. – P. 35–40.

6. *Wadsworth J., Sherby O.D.* On the Bulat–Damascus steels revisited // *Progress in Materials Science.* – 1980. – N 25. – P. 35–68.

7. *Sherby O.D., Wadsworth J.* Damascus steel // *Scientific American.* – 1985. – N 252 (2). – P. 112–120. – DOI: 10.1038/scientificamerican0285-112.

8. *Sherby O.D., Wadsworth J.* Ultrahigh carbon steels, Damascus steels, and superplasticity // 9<sup>th</sup> International Metallurgical and Materials Congress, Istanbul, Turkey. – United States, 1997. – P. 1–22. – DOI: 10.2172/555400.

9. Processing, structure, and properties of a rolled, UHC steel plate exhibiting a damask pattern / *E.M. Taleff, B.L. Bramfitt, Ch.K. Syn, D.R. Lesuer, J. Wadsworth, O.D. Sherby* // *Materials Characterization.* – 2001. – Vol. 46. – P. 11–18. – DOI: 10.1016/S1044-5803(00)00087-5.

10. *Голиков И.Н.* Дендритная ликвация в стали. – М.: Металлургиздат, 1958. – 206 с.

11. Электронно-микроскопические исследования булатной стали / *Ф.Н. Тавадзе, Б.Г. Амаглобели, Г.В. Инанишвили, Т.В. Этераишвили* // *Сообщения Академии наук Грузинской ССР.* – 1984. – № 3 (113). – С. 601–604.

12. *Тавадзе Ф.Н., Амаглобели Б.Г., Инанишвили Г.В.* Механические свойства булатной стали // *Сообщения Академии наук Грузинской ССР.* – 1984. – № 3 (113). – С. 589–592.

13. *Verhoeven J.D., Jones L.L.* Damascus steel, Part II: Origin of the Damask pattern // *Metallographe.* – 1987. – Vol. 20. – P. 153–180. – DOI: 10.1016/0026-0800(87)90027-9.

14. *Verhoeven J.D., Pendray A.H., Gibson E.D.* Wootz Damascus steel blades // *Materials Characterization.* – 1996. – Vol. 37. – P. 9–22. – DOI: 10.1016/s1044-5803(96)00019-8.

15. *Verhoeven J.D., Pendray A.N., Dauksch W.E.* The key role of impurities in ancient Damascus steel blades // *Journal of Metallurgy.* – 1998. – Vol. 50. – P. 58–64. – DOI: 10.1007/s11837-998-0419-y.

16. *Verhoeven J.D.* Pattern formation in wootz Damascus steel swords and blades // *Indian Journal of History of Science.* – 2007. – Vol. 42.4. – P. 559–574.

17. *Таганов И.Н.* Закат легенд о булате // *Калашников.* – 2009. – № 11. – С. 92–97.

18. *Sukhanov D.A.* Influence of phosphorus impurity on the structure and nature of the destruction of the genuine Damascus steel // *International Journal of Engineer-*



ing Technologies and Management Research. – 2018. – Vol. 5 (4). – P. 26–37. – DOI: 10.5281/zenodo.1244689.

19. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Influence of the distribution of excess carbides on the properties of genuine Damascus steel // Materials Sciences and Applications. – 2019. – Vol. 10. – P. 118–136. – DOI: 10.4236/msa.2019.102010.

20. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in UHC steels / T. Oyama, O.D. Sherby, J. Wadsworth, B. Walser // Scripta Metallurgica. – 1984. – Vol. 18. – P. 799–804.

21. Morphology of excess carbides Damascus steel / D.A. Sukhanov, L.B. Arkhangelsky, N.V. Plotnikova, N.S. Belousova // Journal of Materials Science Research. – 2016. – Vol. 5 (3). – P. 59–65. – DOI: 10.5539/jmsr.v5n3p59.

22. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Wootz: cast iron or steel? // Materials Sciences and Applica-

tions. – 2016. – Vol. 7. – P. 792–802. – DOI: 10.4236/msa.2016/711061.

23. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В. Природа угловатых карбидов в булатной стали // Металлург. – 2017. – № 1. – С. 112–117.

24. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В. Механизм образования эвтектических карбидов типа  $Fe_2C$  в структуре булатной стали // Металлург. – 2018. – № 3. – С. 57–64.

25. Суханов Д.А. Конструктивная прочность многослойных сталей // Состояние, проблемы и перспективы восстановления технологии производства Дамасской стали, булата и металлических композитов: сборник докладов и материалов I Международного научно-практического семинара: «Дамасская сталь. Булат. Металлические композиты. Теория и практика». – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2012. – № 1. – С. 83–104.

## Конфликт интересов

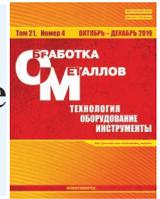
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Damask Steel Mechanical Properties

Dmitry Sukhanov<sup>1, a, \*</sup>, Natalya Plotnikova<sup>2, b</sup>, Svetlana Dolgova<sup>2, c</sup>, Larisa Sukhanova<sup>1, d</sup>,  
Aleksandr Golikov<sup>1, e</sup>, Leonid Arhangelskiy<sup>3, f</sup>

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

<sup>2</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>3</sup> Interregional public organization "Creative Union of Blacksmiths", 6 Tamozhennyi proezd, Moscow, 111033, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-9565-6437>, [suhanov7@mail.ru](mailto:suhanov7@mail.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8005-1128>, [plotnikova1975@mail.ru](mailto:plotnikova1975@mail.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3918-273X>, [svetlanadolgova99@gmail.com](mailto:svetlanadolgova99@gmail.com), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1431-6183>, [suhanova.l@ask-msk.ru](mailto:suhanova.l@ask-msk.ru),

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5962-135X>, [golikov.a@ask-msk.ru](mailto:golikov.a@ask-msk.ru), <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4202-2518>, [tigram.korolev@mail.ru](mailto:tigram.korolev@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 16 September 2019

Revised: 23 October 2019

Accepted: 15 November 2019

Available online: 15 December 2018

#### Keywords:

Damascus steel

Wootz

UHC steel

Indo-Persian Steel

#### Acknowledgments

The studies were performed at the Central Design Bureau of "Structure, mechanical and physical properties of materials" NSTU for help in conducting joint research work, the authors express their deep gratitude to the staff of the Department of Materials Science in Mechanical Engineering of the Novosibirsk State Technical University and to the employees of the Metalwork Plant of JSC ASK.

### ABSTRACT

**Purpose:** to determine the mechanical properties of damask steel, to establish the main disadvantages and advantages of blade products of antiquity compared to modern high-carbon tool steels. **Materials and research methods.** The objects of the study are tool steel U15A (1.5 % C) and damask steel Ds15P. The chemical composition of the materials is determined using an ARL 3460 type optical emission spectrometer. Structural studies are carried out on a Zeiss EV050 XVP scanning electron microscope with an EDS X-Act probe microanalyzer system and a METAM PB-21-2 optical microscope. The structure of the excess carbide phase is studied using a transmission electron microscope of the TEI Tecnai G2 20 TWIN type. The structural component hardness is determined using a Model 402MVD microhardness tester. **Results and discussions.** Scientific works to determine the mechanical properties of genuine Damascus steel are very few. This is because most high-quality blades of genuine Damascus steel sword are stored in state museums or private collections. The authors agree that genuine Damascus steels with a carbon content of 1.3% to 2.3 % have legendary elasticity and fracture toughness with a sufficiently high content of phosphorus in the composition of these steels. The paper compares the mechanical properties of modern carbon tool steel and genuine Damascus steel. It is confirmed that the layered structure of Eastern Damascus steel type Ds15P, formed carbide layers of a width not exceeding 75 microns in troostite matrix differs from the homogeneous structure of modern carbon tool steel type U15A. The microhardness of the carbide layers in genuine Damascene steel is 920 HV, the microhardness of the layers troostite - 475 HV. Carbide layers in genuine Damascene steel consist of cementite oblong. Oblong excess carbides morphologically resemble an oval with a thickening in the middle part. The sizes of carbides in cross section make about 3...4 microns, in longitudinal section do not exceed 9...12 microns, the ratio of axes makes 1/3. Found that the blade edge Damascus blade represents microsaw consisting of parallel carbide and troostite layers. Conducted comparative tests on the preservation of cutting edge blade steel U15A and Ds15P found that with little effort Damascus steel (Ds15P) shows a greater number of cuts than the steel U15A. It is revealed that a layered structure of genuine Damascus steel type Ds15P the fatigue crack propagation from the time of its occurrence until complete destruction occurs for a greater number of cycles than in the homogeneous structure of modern carbon tool steel type U15A. Damascus steel type Ds15P showed a 2-fold stock fatigue life compared to modern carbon tool steel type U15A.

**For citation:** Sukhanov D.A., Plotnikova N.V., Dolgova S.V., Sukhanova L.N., Golikov A.Yu., Arhangelskiy L.B. Damask steel mechanical properties. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 113–126. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-113-126. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Suhanov Dmitriy A., Ph.D. (Engineering), Director

Metal service center ASK-MSC Company,

8 Nauchny proezd,

Moscow, 117246, Russian Federation

Tel.: +7 (495) 775-17-55, e-mail: [suhanov7@mail.ru](mailto:suhanov7@mail.ru)

## References

1. Biruni A.R. *Sobranie svedenii dlya poznaniya dragotsennostei (mineralogiya)* [Collection of information for the knowledge of jewelry (mineralogy)]. Leningrad, Academy of Sciences of the Soviet Union Publ., 1963. 520 p. (In Russian).
2. Gaev I.S. Bulat i sovremennye zhelezouglerodistye splavy [Damask 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. Zschokke B. Du Damasse et des Lamés de Damast. *La Revue de Metallurgie*, 1924, no. 21, pp. 639–669. DOI: 10.1051/metal/192421110639.
4. Panseri C. Damascus steel in legend and in reality. *Gladius*, 1965, no. 4, pp. 5–66. DOI: 10.3989/gladius.1965.188.
5. Sunada H., Wadsworth J., Lin J., Sherby O.D. Mechanical properties and microstructure of heat-treated ultra-high carbon steels. *Materials Science and Engineering*, 1979, no. 38, pp. 35–40.
6. Wadsworth J., Sherby O.D. On the Bulat–Damascus steels revisited. *Progress in Materials Science*, 1980, no. 25, pp. 35–68.
7. Sherby O.D., Wadsworth J. Damascus steel. *Scientific American*, 1985, no. 252 (2), pp. 112–120. DOI: 10.1038/scientificamerican0285-112.
8. Sherby O.D., Wadsworth J. Ultrahigh carbon steels, Damascus steels and superplasticity. *9<sup>th</sup> International Metallurgical and Materials Congress*, Istanbul, Turkey. United States, 1997, pp. 1–22. DOI: 10.2172/555400.
9. Taleff E.M., Bramfitt B.L., Syn Ch.K., Lesuer D.R., Wadsworth J., Sherby O.D. Processing, structure, and properties of a rolled, UHC steel plate exhibiting a damask pattern. *Materials Characterization*, 2001, vol. 46, pp. 11–18. DOI: 10.1016/S1044-5803(00)00087-5.
10. Golikov I.N. *Dendritnaya likvatsiya v stali* [Dendritic segregation in steel]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1958. 206 p.
11. Tavadze F.N., Amaglobeli B.G., Inanishvili G.V., Eterashvili T.V. Elektronno-mikroskopicheskie issledovaniya Bulatnoi stali [Electron microscopic examination of Damascus steel]. *Soobshcheniya Akademii nauk Gruzinskoi SSR = Bulletin of the Academy of Sciences of the Georgian SSR*, 1984, no. 3 (113), pp. 601–604.
12. Tavadze F.N., Amaglobeli B.G., Inanishvili G.V. Mekhanicheskie svoistva bulatnoi stali [Damask steel mechanical properties]. *Soobshcheniya Akademii nauk Gruzinskoi SSR = Bulletin of the Academy of Sciences of the Georgian SSR*, 1984, no. 3 (113), pp. 589–592.
13. Verhoeven J.D., Jones L.L. Damascus steel, Part II: Origin of the Damask pattern. *Metallographe*, 1987, vol. 20, pp. 153–180. DOI: 10.1016/0026-0800(87)90027-9.
14. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Gibson E.D. Wootz Damascus steel blades. *Materials Characterization*, 1996, vol. 37, pp. 9–22. DOI: 10.1016/s1044-5803(96)00019-8.
15. Verhoeven J.D., Pendray A.N., Dauksch W.E. The key role of impurities in ancient Damascus steel blades. *Journal of Metallurgy*, 1998, vol. 50, pp. 58–64. DOI: 10.1007/s11837-998-0419-y.
16. Verhoeven J.D. Pattern Formation in wootz Damascus steel swords and blades. *Indian Journal of History of Science*, 2007, vol. 42.4, pp. 559–574.
17. Taganov I.N. *Zakat legend o bulate* [Damask legends sunset]. *Kalashnikov*, 2009, no. 11, pp. 92–97. (In Russian).
18. Sukhanov D.A. Influence of phosphorus impurity on the structure and nature of the destruction of the genuine Damascus steel. *International Journal of Engineering Technologies and Management Research*, 2018, vol. 5 (4), pp. 26–37. DOI: 10.5281/zenodo.1244689.
19. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Influence of the distribution of excess carbides on the properties of genuine Damascus steel. *Materials Sciences and Applications*, 2019, vol. 10, pp. 118–136. DOI: 10.4236/msa.2019.102010.
20. Oyama T., Sherby O.D., Wadsworth J., Walser B. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in UHC steels. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18, pp. 799–804.
21. Sukhanov D.A., Arkhangelsky L.B., Plotnikova N.V., Belousova N.S. Morphology of excess carbides Damascus steel. *Journal of Materials Science Research*, 2016, vol. 5 (3), pp. 59–65. DOI: 10.5539/jmsr.v5n3p59.

22. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Wootz: cast iron or steel? *Materials Sciences and Applications*, 2016, vol. 7, pp. 792–802. DOI: 10.4236/msa.2016/711061.

23. Sukhanov D.A., Arkhangel'skii L.B., Plotnikova N.V. Priroda uglovatykh karbidov v bulatnoi stali [Nature of angular carbides in damask steel]. *Metallurg = Metallurgist*, 2017, no. 1, pp. 112–117. (In Russian).

24. Sukhanov D.A., Arkhangel'skii L.B., Plotnikova N.V. Mekhanizm obrazovaniya eitekticheskikh karbidov tipa Fe<sub>2</sub>C v strukture bulatnoi stali [The formation mechanism of eutectic carbides of the Fe<sub>2</sub>C type in the damask steel structure]. *Metallurg = Metallurgist*, 2018, no. 31, pp. 57–64. (In Russian).

25. Sukhanov D.A. [Structural strength of multilayer steels]. *Sostoyanie, problemy i perspektivy vosstanovleniya tekhnologii proizvodstva damasskoi stali, bulata i metallicheskih kompozitov: sbornik dokladov i materialov I Mezhdunarodnogo nauchno-prakticheskogo seminara: "Damasskaya stal'. Bulat. Metallicheskie kompozity. Teoriya i praktika"* [State, problems and prospects of restoration of the technology for producing Damascus steel, Damascus steel and metal composites: a collection of reports and materials of the I International scientific-practical seminar "Damascus steel. Damasksteel. Metalcomposites. Theory and practice"]. Moscow, 2012, no. 1, pp. 83–104. (In Russian).

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2019 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).