

УДК 669.141.13

МИКРОСТРУКТУРА БУЛАТА

© **Суханов Дмитрий Александрович**, канд. техн. наук,
e-mail: suhanov7@mail.ru;

Архангельский Леонид Борисович, Президент Союза кузнецов
России, e-mail: tigram.korolev@mail.ru

Статья поступила 06.05.2015 г.

Рассмотрен характер изменения величины и морфологии дендритов железа и избыточных фаз в зависимости от степени переохлаждения расплава высокоуглеродистых сплавов. Выявлено, что в чистых железоуглеродистых сплавах, изменяя степень переохлаждения расплава, можно получить сталь с содержанием углерода, как в белом чугуна, либо белый чугун с содержанием углерода, как в стали. Доказано, что перед ковкой булатной стали, является идеальной структура с перлитной матрицей, без свободного вторичного цементита, с избыточной фазой ледебурит. Исследованы особенности формоизменения цементита и ледебурита при термомеханической обработке (ковке). Обнаружено, что при деформационном нагреве под ковку происходит перекристаллизация ледебурита в более устойчивую фазу эвтектического карбида. Определены границы преобразования чистых высокоуглеродистых сплавов в сталь карбидного класса типа булат.

Ключевые слова: булат; дамасская сталь; вутц; индийская сталь.

Интересные данные о микроструктуре старинных булатных изделий опубликованы в русскоязычных работах [1–12]. Авторы этих работ, по существу расходятся во мнении, хотя в общем, имеют близкую точку зрения о микроструктурных составляющих булата. Другие сведения по этой тематике основывались на выводах именно этих работ. Общепринятым считается, что микроструктура булата состоит из нагартованной трооститной (размер зерна 0,1 мкм) матрицы с неравномерно распределенными в ней зернами коагулированного аномально крупного вторичного цементита (10–50 мкм) или конгломератов ледебурита. На представленных в этих работах фотографиях микроструктур видно, что большая часть цементита имеет другую природу происхождения. Какова природа происхождения этого цементита? Как происходит процесс структурообразования? В чем принципиальное отличие микроструктуры булата от других высокоуглеродистых сталей и сплавов? Цель данной работы – найти ответы на эти вопросы.

Структурные составляющие железоуглеродистых сплавов, как правило, состоят из твердого раствора (в виде дендритов) и избыточных фаз, в частности, цементита и ледебурита. Определяющим фактором с точки зрения пластичности является чистота этих структурных составляющих. Все примеси, кроме углерода, должны содержаться в сотых и тысячных долях. Только в этом случае величина, морфология и характер распределения дендритов железа и избыточных фаз определяет степень переохлаждения расплава.

В современном понимании чистота сплава не исключает присутствие в своем составе остатков продуктов раскисления марганцем либо кремнием.

В присутствии марганца более 0,2% сдерживается рост дендритов аустенита при кристаллизации расплава, изменяется состав карбидов, стабилизируется перлит при высокотемпературном отжиге. Кремний даже при содержании около 0,2% создает центры графитизации. При переохладении расплава образуется метастабильный цементит, способный при нагреве под ковку распадаться с образованием графита и аустенита.

Чтобы исключить негативное влияние фактора раскисления, по инициативе Л.Б.Архангельского, на научно-производственной базе ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина» были проведены эксперименты по выплавке в тигле высокоуглеродистых сплавов в вакуумной печи без раскислителей. Химический состав высокоуглеродистых сплавов типа БУ16А, БУ22А и БУ27А представлен в табл. 1. В маркировке сплава буквы и цифры означают следующее: БУ – булат углеродистый, содержащий не выше 0,1% марганца и кремния (каждого в отдельности); 16 – средняя массовая доля углерода (1,6 мас. %); А – высококачественный сплав, содержащий серы и фосфора не выше 0,03% (каждого в отдельности); все остальные элементы в сотых и тысячных долях. Содержание углерода в этих сплавах выбрано из следующих соображений. Нас интересовало пове-

Таблица 1. Химический состав исследуемых высокоуглеродистых сплавов

| Сплав | Содержание, мас. % | | | | |
|-------|---|-------|-------|-------|-------|
| | C | Si | Mn | P | S |
| БУ16А | 1,62 | 0,069 | 0,026 | 0,002 | 0,004 |
| | остальные элементы в сотых и тысячных долях | | | | |
| БУ22А | 2,25 | 0,065 | 0,024 | 0,002 | 0,004 |
| | остальные элементы в сотых и тысячных долях | | | | |
| БУ27А | 2,70 | <0,10 | <0,10 | 0,003 | 0,003 |
| | остальные элементы в сотых и тысячных долях | | | | |

Таблица 2. Структура сплавов БУ16А, БУ22А, БУ27А

| Маркировка сплава | Технологический процесс | Микроструктура сплава |
|-------------------|--|--|
| БУ16А | Вакуумная плавка, охлаждение сплава на воздухе (+20 °С) | Перлит + Цементит II в виде игл (10%) |
| БУ22А | | Перлит + Цементит II в виде игл (20%) |
| БУ27А | | Перлит + Цементит II в виде игл (10%) + Ледебурит (20%) в виде сетки |
| БУ16А | Тигельная плавка, выдержка 5 ч при 1200 °С, охлаждение с печью | Перлит + Ледебурит (10%) |
| БУ22А | | Перлит + Ледебурит (20%) |
| БУ27А | | Перлит + Ледебурит (30%) |

дение структурных составляющих высокоуглеродистых сплавов в области перехода сплава из состава, соответствующего стали, в состав типа чугуна. Изменяя в этой области степень переохлаждения расплава, можно получить сталь с содержанием углерода, как в белом чугуне, либо белый чугун с содержанием углерода, как в стали.

При выплавке сплавов в вакууме степень переохлаждения расплава достаточно высокая, так как тигель охлаждается при комнатной температуре (+20 °С). Структура сплавов БУ16А и БУ22А (табл. 2) представляет собой мелкодисперсную матрицу пластинчатого перлита с расположенными в ней избыточными иглами видманштеттова цементита около 10 и 20% объемных соответственно. В сплаве БУ16А толщина игл видманштеттова цементита составляет около 3–5 мкм, а в сплаве БУ22А около 7–10 мкм. Преимущественное выделение цементита видманштеттова типа объясняется тем, что с повышением степени переохлаждения расплава уменьшается критический размер зародышей и увеличивается количество центров кристаллизации. В сплаве БУ27А наряду с цементитом видманштеттова типа наблюдается дополнительное междендритное распределение ледебурита в виде сетки (объемная доля – около 20%). Толщина избыточной фазы ледебурита колеблется в пределах 20–30 мкм. Для всех без исключения сплавов величина дендритов составляет около 50–100 мкм.

Сплавы с такой структурой плохо поддаются пластической деформации. Металл не пластичен, подвержен трещинообразованию и демпфирует во времяковки. Это обусловлено тем, что избыточный цементит, образовавшийся в результате перекристаллизации аустенита, имеет слоистую структуру. В процессе деформации цементит расщепляется по слоям, создавая дополнительные центры концентрации напряжений. Полученные округлые частицы цементита сохраняют ориентированность в непосредственной близости от исходных слоистых пластин, образуя мелкие узоры. Комплекс свойств таких квазибулатов низкий, хотя твердость после ступенчатой закалки и низкого отпуска может достигать 63–64 HRC.

Как отмечалось в работе [13], для повышения комплекса технологических свойств, необходимо перевести избыточный видманштеттов цементит в другое структурное состояние. Идеальной структурой перед ковкой, является перлитная матрица с избыточной фазой ледебурит (без свободного вторичного цементита). Эту задачу можно решить путем медленного охлаждения расплава, например, тигельной плавкой с выдержкой в течение 5 ч при 1200 °С с последующим охлаждением с печью (см. табл. 2). При медленном охлаждении высокоуглеродистого сплава образует-

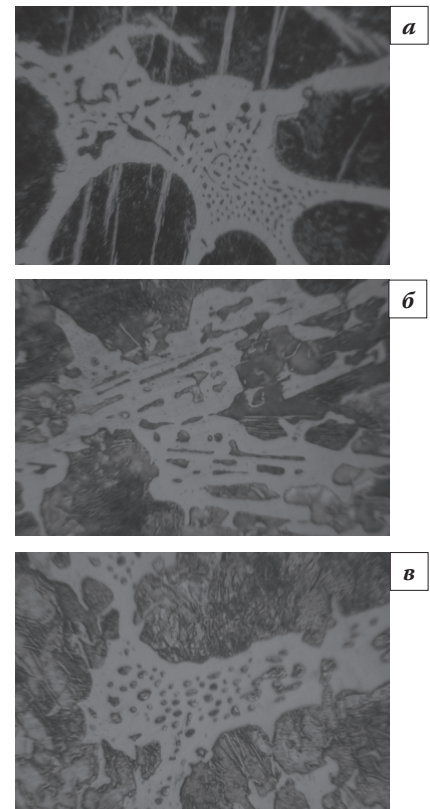


Рис. 1. Морфология ледебурита сплава БУ27А (×1100): а – пластинчатосотовая, немодифицированная; б – пластинчатая, модифицированная (<0,1%Al); в – сотовая, модифицированная (0,02%Ca)

ся более грубая структура дендритов аустенита, обедненных углеродом (не более 0,8%С). Междендритные участки обогащаются углеродом вплоть до эвтектического содержания, даже в сплавах, не находящихся по диаграмме состояния в зоне чугунов. Подобный эффект был отмечен в работе И.С.Гаева [2].

Существует три основных морфологических типа ледебуритных эвтектик: пластинчатосотовая (рис. 1, а), пластинчатая (рис. 1, б) и сотовая (рис. 1, в). Наиболее распространенной эвтектикой ледебурита является пластинчатосотовая, так как с увеличением степени переохлаждения расплава объемная доля ледебурита с пластинчатым строением резко возрастает.

Эту ситуацию можно изменить, вводя в сплав модифици-

рующие добавки. Например, введение в расплав до 0,10% алюминия способствует преимущественному образованию пластинчатого ледебурита. Введение в расплав до 0,02% кальция, который считается лучшим модификатором, образуется структура ледебурита преимущественно сотового типа. Ледебурит этой морфологии обладает наибольшей пластичностью в межкритическом интервале его распада. При этом дополнительно происходит измельчение зерна аустенита, подавляется образование видманштеттовой структуры вторичного цементита, что способствует образованию в процессековки карбидных включений призматической и округлой формы размерами 10–30 мкм.

Рассмотрим, как происходит деформация сплавов с избыточной фазой ледебурита. Сначала деформируется аустенит, а вокруг ледебурита накапливаются дислокации. Ледебурит находится под воздействием нормальных сжимающих напряжений и сдвиговых напряжений деформации,

обусловленных силами сцепления на поверхности раздела ледебурит–аустенит. Значительная плотность дислокаций в ледебурите приводит к его динамической перекристаллизации с образованием эвтектических карбидов.

В процессе деформации пластинчатого и пластинчато-сотового ледебурита энергия затрачивается на расщепление пластин по зонам сопряжения, а затем повторно затрачивается на вторичную перекристаллизацию в трудно деформируемый эвтектический карбид. Процесс имеет незавершенный характер. Большинство карбидов имеют близкую к прямоугольной форму (рис. 2, а). В процессе деформации сотового ледебурита энергия изначально затрачивается на перекристаллизацию в трудно деформируемый эвтектический карбид (рис. 2, б). Можно предположить, что сплав, содержащий ледебурит в сотовой форме, должен обладать наибольшей пластичностью в горячем состоянии. Это предположение подтверждается испытаниями на кручение, проведенными в работе [14] на опытных образцах легированных сплавов с эвтектиками различных морфологических типов. Обобщая выше сказанное, можно утверждать, что при нагреве под ковку происходит перекристаллизация ледебурита в более устойчивую фазу эвтектического карбида. В этом межкритическом интервале температур наблюдается пик пластичности.

Для сравнения рассмотрим микроструктуру сплава БУ22А. На рис. 3, а, б показана структура сплава с видманштеттовой составляющей до и послековки. Видно, как иглы цементита расщепляются по зонам сопряжения слоев и делятся в процессе деформации на отдельные фрагменты. Структура сплава похожа на заросли непролазного кустарника, что свидетельствует о низкой конструкционной прочности и режущей способности. На рис. 3, в, г показана структура сплава с квазиледебуритной структурой цементита до и послековки. Вся скопившаяся в процессе деформации энергия на границе раздела аустенит–квазиледебурит инициирует процесс перекристаллизации квазиледебуритных построений с образованием нового (эвтектического) цементита. Этому цементиту не свойственно слоистое строение, его частицы имеют призматическую форму и высокую температуру распада больше 1150 °С. Зерна эвтектического

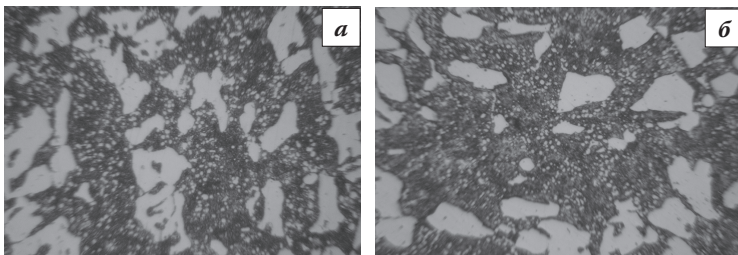


Рис. 2. Морфология эвтектических карбидов сплава БУ27А (×900) послековки образцов: а – с пластинчатой структурой ледебурита (матрица сорбит (0,2 мкм) + квазиледебурит (20–50 мкм) + эвтектический цементит (10–20 мкм)); б – образца с сотовой структурой ледебурита (матрица сорбит (0,2 мкм) + эвтектический цементит (10–30 мкм))

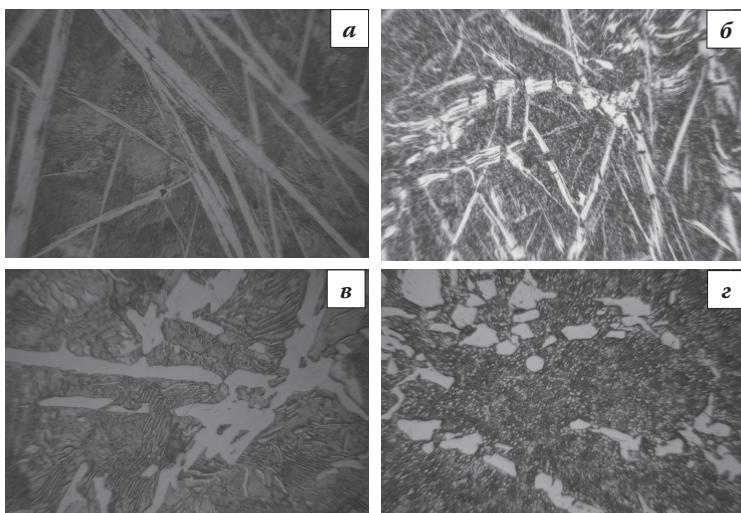


Рис. 3. Морфология сплава БУ22А: с видманштеттовой структурой (×1000) до (а) и послековки (б) (×800); с избыточной фазой ледебурита (×1000) до (в) и послековки (z) (×1000)

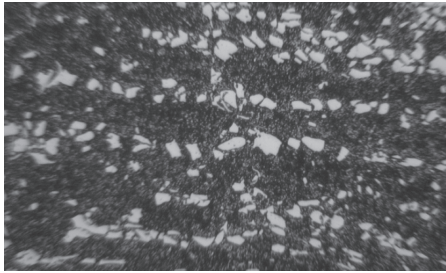


Рис. 4. Характер распределения и морфология эвтектических карбидов в сплаве БУ22А (×300)

цементита в обухе клинка будут располагаться в направленииковки, как показано на рис. 4. Завершенный процесс перекристаллизации ледебурита необратим, чем-то он сравним с процессом искусственного старения сплавов. Свойства сплава БУ22А с нагартованной трооститной матрицей и избыточной фазой эвтектического цементита могут конкурировать со свойствами штамповых сталей типа Х12. Отличие состоит лишь в химическом составе фазы избыточного цементита.

Заключение. Определены границы преобразования высокоуглеродистых сплавов в сталь карбидного класса типа булат. Нижней границей должен быть состав сплава со степенью эвтектичности не менее 5%, что соответствует содержанию углерода не менее 1,2 %. Из-за того, что ледеburит располагается в междоузлиях в виде сгустков, не связанных между собой, на поверхности булатного образца послековки проявляется полосчатый узор, что соответствует булату низшего качества типа «шам». Для верхней границы преобразования доэвтектических сплавов в булат может быть использован критерий, при котором еще возможен контакт между дендритами твердого раствора. Такой контакт появляется в сплавах при степени эвтектичности ниже 30%, что соответствует содержанию углерода примерно 2,5–2,7% [15]. Послековки такого сплава на поверхности преобладают крупные коленчатые узоры сложной конфигурации типа «табан» либо «хорасан».

Библиографический список

1. **Аносов П.П.** О булатах / В кн.: Русские ученые – Металловеды // Под. ред.: Нахимова Д.М., Рахштадта А.Г. М.: Государственное научно-техническое изд-во машиностроительной литературы, 1951. С. 38–112.
2. **Гаев И.С.** Булат и современные железоуглеродистые сплавы // МиТОМ. 1965. № 9. С. 17–24.
3. **Тавадзе Ф.Н., Амаглобели Б.Г., Инанишвили Г.В.** К вопросу исследования булатной стали // Сообщения АН ГССР. 115. № 3. 1984. С. 589–592.
4. **Шерби О.Д., Уодсворт Дж.** Дамасская сталь // В мире науки. 1985. № 4. С. 74–80.
5. **Басов В.И.** Булат: линия жизни // Металлург. 1991. № 7. С. 16–23.
6. **Паршин А.М., Кириллов Н.Б.** О роли равномерности распределения карбидов Fe₃C в булатной стали // В кн.: Радиационная повреждаемость и свойства сплавов / Под ред. А.М. Паршина, А.Н. Тихонова. СПб.: Политехника, 1995. С. 32–40.
7. **Гуревич Ю.Г.** Классификация булата по макро- и микроструктуре // МиТОМ. 2007. № 2 (620). С. 3–7.
8. **Счастливец В.М., Герасимов В.Ю., Родионов Д.П.** Структура трех златоустовских булатов // ФММ. 2008. Т. 106. № 2. С. 182–188.
9. **Кузнецов В.В.** О булатах // Калашников. Оружие, боеприпасы, снаряжение. 2007. № 1. С. 82–85.
10. **Таганов И.** Закат легенд о булате // Калашников. Оружие, боеприпасы, снаряжение. 2009. № 11. С. 92–97.
11. **Архангельский Л.Б.** Сорта булата // Клинок. 2011. № 21. С. 18–27.
12. **Счастливец В.М., Урцев В.Н., Шмаков А.В. и др.** Структура булата // ФММ. 2013. Т. 114. № 7. С. 650–657.
13. **Суханов Д.А.** Булат – нелегированная сталь карбидного класса // Металлург, 2014. № 2. С. 93–96.
14. **Таран Ю.Н., Нижниковская П.Ф., Миронова Т.М. и др.** Структурные изменения в эвтектиках стали Р6М5 при горячей пластической деформации // Изв. вузов. Черная металлургия. 1981. № 5. С. 109–113.
15. **Нижниковская П.Ф.** Структура и пластичность железоуглеродистых сплавов эвтектического типа // МиТОМ. 1984. № 9. С. 5–9.

MICROSTRUCTURE OF DAMASCUS STEEL (WOOTZ)

© **Sukhanov D.A., Arkhangelskiy L.B.**

Was consider the nature and magnitude of changes in the morphology of dendrites of iron and excess phases, depending on the degree of supercooling of the molten high-carbon alloys. It is revealed that in pure iron-carbon alloys by changing the degree of supercooling of the melt is possible to obtain steel with a carbon content of as in the cast iron or cast iron with carbon content of as in the steel. It is proved that the ideal advanced structure under forging Damascus steel (Wootz) is pearlitic matrix, without the Widmanstatten cementite, with excess phase ledeburite. It was research of forming cementite and ledeburite in time thermomechanical processing (forging). It has been found that in the deformation heating under forging occurs recrystallization ledeburita in a stable phase of the eutectic carbide. Defined the borders of the transformation of «pure» high-carbon alloys in damascus steel (Wootz).

Keywords: Bulat; Damascus steel; Wootz; Indian steel.