

С.В. Бобырь, Н.И. Репина, С.А. Здоровец

ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТРУКТУРЫ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ВАЛКОВЫХ ЧУГУНОВ

Выявлены особенности формирования структуры валкового чугуна после отливки и термической обработки, предложены их механизмы. Определены закономерности влияния легирующих элементов и примесей на величину твердости и отбела. Даны рекомендации по формированию износостойкой структуры низколегированного валкового чугуна.

В настоящее время белые и валковые чугуны нашли широкое применение в металлургии и машиностроении для производства прокатных валков, бронефутеровочных плит, износостойких мелющих тел и т.д. Повышение качества этих изделий возможно путем формирования требуемой износостойкой структуры таких чугунов.

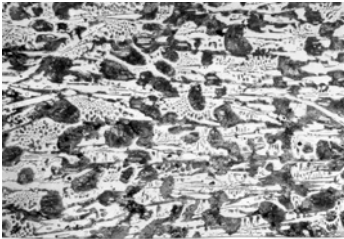
Исследованию особенностей структурообразования белых и валковых чугунов посвящено много работ [1–6]. При этом основное внимание уделялось отливкам больших габаритов и высокой степени легирования чугуна никелем или хромом, т.е. прокатным валкам. Однако для изготовления мельничных валков применяются обычно валковые чугуны с небольшим содержанием хрома и никеля, до 0,5% и 1,0% соответственно. Морфология фаз в таких чугунах может значительно отличаться от обычных валковых чугунов. Мельничные валки имеют небольшие размеры (диаметр до 250 мм), что существенно влияет на скорость кристаллизации и охлаждения. При этом мельничные валки должны содержать отбеленный слой по всей поверхности валка глубиной не менее 10 мм при твердости по Шору 60–64 ед. и высокой износостойкости.

В связи с этим, выявление путей формирования структуры низколегированных валковых чугунов с целью повышения их износостойкости является важной научной задачей. Для исследований были отобраны образцы чугунных валков, отлитых в металлические формы диаметром 260 мм. Химический состав исследуемых чугунов приведен в табл.1. Валковые чугуны выплавляли в промышленной индукционной печи объемом 6 тонн. От полученных слитков для исследований отрезали сегменты толщиной 10–12 мм, длиной 40–50 мм, на которых изучали макро- и микроструктуру. Все изученные образцы чугунов имели макроструктуру половинчатого чугуна с отбеленным слоем, твердость по Шору (HSD) на глубине 10 мм и величина отбела (Н, мм) которого также приведены в табл.1.

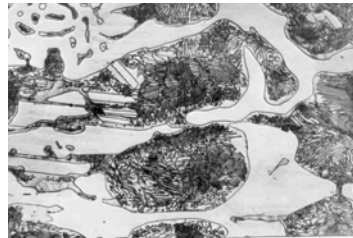
Таблица 1. Химический состав исследованных чугунов

№ плавки	Химический состав, %							Параметр	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	HSD	H, мм
2-103	3,67	0,6	0,26	0,115	0,047	0,0	0,3	58,0	10,0
1-53	3,54	0,68	0,34	0,14	0,031	0,16	0,42	60,0	12,0
2-109	3,63	0,66	0,32	0,157	0,029	0,24	0,59	61,0	11,0
2-113	3,54	0,77	0,22	0,212	0,053	0,25	0,77	57,0	8,0
1-37	3,67	0,74	0,23	0,107	0,024	0,29	0,9	61,0	9,0

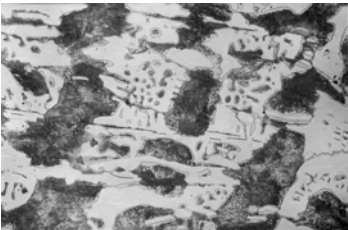
Микроструктура валкового чугуна представляла собой довольно грубый конгломерат фаз: перлита, графита, цементита и ледебурита. Особенно это было выражено для слоев, находящихся на значительном расстоянии от края отливки (40 мм). Вблизи края отливки (5 мм) валковые чугуны имели анизотропную структуру белого чугуна, вытянутую в направлении тепловода (рис.1а). Эвтектический распад жидкости происходил в результате выделения слоев эвтектического аустенита на ветвях первичного и роста между ними пластин эвтектического цементита. В результате основу отбеленного слоя составлял анизотропный конгломерат двух эвтектических фаз – аустенита и цементита. Кроме того, в структуре отбеленного слоя валкового чугуна присутствовали в небольших количествах еще две структурные составляющие: графит (до 5%) и ледебурит (до 15%).



а



б



в



г

Рис. 1. Структура валкового чугуна в литом состоянии (в скобках – расстояние от края образца). а) плавка 1–37, х 100 (5 мм); б) плавка 2–113, х 500 (5 мм); в) плавка 2–103, х 250 (20 мм); г) плавка 1–37, х 250 (20 мм).

Мелкие «точечные» включения графита имелись в отбеленном слое чугуна состава №1 (содержание $C_{г}=0$, $Ni=0,3\%$). Стереометрический анализ показал, что эти «точечные» включения связаны между собой в один разветвленный поликристалл, сферолитная сердцевина которого находилась на границе отбеленного слоя. Компактные включения графита находились внутри дендритов аустенита, что свидетельствовало об образовании эвтектического агрегата этих фаз. Некоторые ветви графито–аустенитной эвтектики росли в направлении от графитных сферолитов к поверхности до тех пор, пока их продвижение не экранировалось цементитными пластинами отбеленного слоя. Таким образом, графито–аустенитная эвтектика входила в состав грубого конгломерата фаз отбеленного слоя валкового чугуна.

Мелкие включения графита присутствовали в отбеленном слое чугунов № 2–103 и № 1–37. Чугун плавки №2–103 не содержал хром в своем составе, а содержание кремния в этой плавке было минимальным (0,6%). Чугун состава № 1–37 имел самое высокое содержание никеля и хрома при содержании кремния 0,74%. Можно предположить, что именно влияние малых добавок этих элементов, т.е. кремния, хрома и никеля, оказывало существенное влияние на структурообразование валкового чугуна.

Микроанализ распавшегося аустенита показал, что уже при содержании хрома в чугуне 0,16%, отбеленный слой практически не содержал включений графита. Однако при этом и большем содержании хрома внутри бывших аустенитных ветвей наблюдались крупные (до 20 мкм) карбидные включения правильной прямоугольной формы, не когерентные с матрицей перлита (рис.1 б). Предположительно это включения легированного хромом карбида типа $(Fe,Cr)_3C$, которые образовывались на стадии кристаллизации эвтектической жидкости. Увеличение содержания хрома в составе чугуна до 0,25% подавляло раннее образование графито–аустенитной эвтектики, приводило к образованию легированных карбидных включений, способствовало увеличению глубины отбела и твердости отбеленного слоя.

Влияние никеля на отбеливаемость чугуна имеет, как известно [3], другой характер. Никель является элементом, так же как и кремний, способствующим графитизации чугуна. При содержании никеля до 0,59% его отрицательное влияние на отбел чугуна подавлялось микролегированием хромом в количестве до 0,25%. Поэтому валковый чугун составов №1–53 и 2–109 имел наиболее высокую величину отбела при оптимальном уровне твердости. Повышение содержания никеля до 0,77% (и кремния до 0,77%) при одинаковом содержании хрома приводило к резкому снижению глубины отбела валкового чугуна. При

этом морфология белого чугуна была удовлетворительной. Последующее увеличение количества никеля в составе до 0,9% способствовало образованию «точечных» графитных включений в отбеленном слое чугуна.

Наиболее крупные и разветвленные аустенито – графитные сферолиты присутствовали в валковом чугуне с минимальным содержанием хрома (до 0,16%). Чугун с содержанием хрома 0,24–0,25% имел небольшие (до 0,5 мм) размеры аустенито – графитных колоний. При увеличении содержания никеля в чугуне от 0,59% до 0,9% размеры сферолитов серой составляющей снова возрастали.

Анализ микроструктур этого чугуна на глубине 40 мм показал, что она представляла собой довольно грубый конгломерат железо – углеродистых фаз. В наибольшей степени это было характерным для чугуна, не содержащего хром в своем составе. При большом увеличении в структуре чугуна выявлено наличие небольшого количества абнормального ледебурита.

Повышение содержания хрома в составе чугуна снижало степень абнормальности структуры. Особенно это было выражено при содержании хрома в составе чугуна 0,25% и содержании никеля 0,59% (рис.1в). При увеличении содержания никеля до 0,9% вновь происходило огрубление структуры эвтектических фаз. Количество ледебурита в структуре валкового чугуна достигало 15%. Вблизи поверхности образца ледебурит имел преимущественно регулярную сотовую структуру. В глубине отливки ледебурит имел смешанное строение: колонии пластинчатого ледебурита, переходящие в сотовую структуру. К особенностям морфологии такого ледебурита следует отнести прорастание аустенитных столбиков в цементит от крупных аустенито – графитных колоний. Это также свидетельствовало о более раннем возникновении аустенито–графитной эвтектики и формировании ледебурита в конце эвтектической кристаллизации. С учетом результатов, полученных в работе [1], предложен механизм образования такой эвтектики. Объясняется он увеличением скорости охлаждения эвтектической жидкости в отдельных микроучастках, где кристаллизовались последние порции жидкости. При этом плоский фронт кристаллизации преобразовывался в замкнутый вокруг микрообъемов жидкости и скорость теплоотвода от замкнутого фронта кристаллизации начинала превышать скорость тепловыделения при образовании эвтектики. В микрообъемах это происходило между ветвями аустенито–графитной эвтектики и крупными пластинами эвтектического цементита (рис.1г).

При увеличении степени легирования чугуна хромом и никелем количество ледебурита в структуре чугуна возрастает от 5% до 15%. Это явление обусловлено как общим увеличением прокаливаемости чугуна при повышении содержания хрома и никеля, так и повышенной

концентрацией хрома в микроучастках белого чугуна, кристаллизующихся в последнюю очередь.

Путем регрессионного анализа была установлена связь между содержанием легирующих элементов, твердостью отбеленного слоя валкового чугуна по Шору (HSD) и величиной его отбела (H):

$$\text{HSD} = 69,2 - 16,0\% \text{Si} + 0,5\% \text{P} + 3,6\% \text{Cr} + 2,5\% \text{Ni}, \text{ ед.};$$

$$\text{H} = 19,5 - 10,1\% \text{Si} + 6,9\% \text{Mn} - 8,3\% \text{P} - 28,8\% \text{S} + 4,5\% \text{Cr} - 4,7\% \text{Ni},$$

мм.

Значимое влияние на твердость чугуна оказывали такие элементы, как кремний, никель, хром и фосфор, причем кремний уменьшал твердость. На величину отбела чугуна значимое влияние оказывали все элементы, за исключением углерода. Отбел чугуна увеличивали такие элементы, как хром и марганец. Между элементами химического состава имелись сильные корреляционные связи, особенно в группе никель, хром, фосфор, что свидетельствовало о совместном введении этих элементов в чугун.

В уравнениях регрессии сера и фосфор представляли собой нерегулируемые параметры (примеси), а марганец, хром и никель – легирующие элементы. Так как сера и фосфор снижают величину отбела чугуна, их содержание должно быть строго ограничено.

Построенные регрессионные модели позволяют рассчитать необходимые концентрации легирующих элементов для получения оптимальных значений твердости и отбела чугуна для валков, обрабатываемых резанием ($\text{HSD}=60\text{--}62$ ед., $\text{H} \geq 8$ мм). При этом следует содержание никеля в составе чугуна, как дорогостоящего легирующего элемента, уменьшить до значений менее 0,5%, при содержании хрома 0,25–0,75%.

Дальнейшее повышение стойкости валковых чугунов может быть получено путем преобразования мягких перлитных составляющих в структуре чугуна в износостойкую и твердую мартенситную α – фазу. Для этого гладкие валки диаметром 250 мм и весом 140кг перед шлифовкой подвергали термической обработке по режиму : нагрев валков в печи до температуры 850⁰С, выдержка в течение определенного времени (5–60 мин), закалка в воду, отпуск при 250⁰С 2–3 часа. В процессе закалки существенно возрастала твердость отбеленного слоя чугуна на глубине 5,0 мм с 54,0 до 65,0–67,3 HRC.

Как показал микроструктурный анализ, в процессе закалки происходило преобразование дендритного аустенита в мартенсит с равномерно распределенными мелкими карбидами. Аустенитизация чугуна при 850⁰С в течение времени менее 20 минут не позволяла получить однородную структуру α – фазы; превращенные участки состояли из смеси мелкоугольчатого и крупноугольчатого мартенсита и мелких цементитных частиц (рис.2а). На глубине 20 мм структура превращенных аустенитных дендритов валкового чугуна состояла из конгломерата мартенситной, троститной и цементитной фаз с твердостью

не более 54,2 HRC (рис.2б). Следовательно, время выдержки менее 20 минут не позволило достичь полной аустенитизации чугуна на глубине рабочего слоя 20 мм с последующим превращением в мартенсито – карбидную смесь.

Однородная структура дендритных ветвей превращенного аустенита с мелкими сфероидизированными цементитными частицами образовывалась с увеличением времени выдержки при аустенитизации до 30–40 минут (рис.2в). Твердость чугуна была максимальной и составляла 66,0–67,3 HRC на глубине 5–20 мм.

Дальнейшее увеличение времени аустенитизации до 60 минут приводило к коагуляции цементитных частиц (рис.2г). Твердость чугуна при увеличении выдержки понижалась.

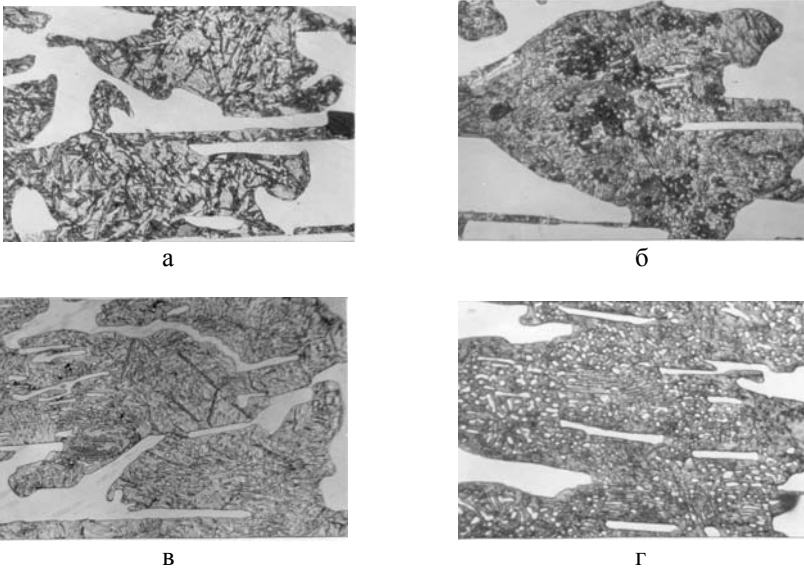


Рис.2. Структура валкового чугуна после закалки $T=850^{\circ}\text{C}$, $\times 1000$ (в скобках – расстояние от края образца). а) выдержка 20 мин, (5 мм); б) выдержка 20 мин, (20 мм); в) выдержка 30 мин, (5 мм); г) выдержка 60 мин, (5 мм).

Таким образом наиболее благоприятная структура с высокой твердостью была сформирована путем аустенитизации в течение 30–40мин. с последующей закалкой в воде. Трещины и другие дефекты закалки при этом не возникали. Поэтому износостойкая структура низколегированных валковых чугунов может быть сформирована следующим образом.

- Требуемая структура отбеленного слоя валкового чугуна может быть получена путем легирования хромом на уровне 0,25–0,7%, при снижении содержания никеля менее 0,5%.

- Содержание хрома в составе чугуна зависит от содержания кремния и определяется по установленным регрессионным моделям для получения необходимого уровня твердости чугуна.

- Содержание марганца в составе чугуна регулируется в пределах 0,3–0,8% для нейтрализации вредного влияния серы и фосфора на величину отбела чугуна.

- После механической обработки валки могут быть подвергнуты термической обработке по рассмотренному режиму. Твердость при этом увеличивается с 53,0 до 66,0 HRC а износостойкость возрастает в два раза.

1. *Малиночка Я.Н.* О механизме образования внутреннего отбела чугуна // Изв. АН СССР, ОТН, 1959.– №6.– С.92–101
2. *Эвтектическая кристаллизация в белых чугунах / К.П.Бунин, В.И.Мазур, В.И.Новик, Ю.Н.Таран.* // Структура металлических сплавов. –К.: Наукова думка, 1966.– С. 67–90
3. *Основы металлографии чугуна. / К.П.Бунин, Я.Н.Малиночка, Ю.Н.Таран.* // М.: Металлургия, 1969. – 415с.
4. *Кинетика кристаллизации чугуна / К.П.Бунин, В.С.Лучкин, И.В.Малик, В.М.Снаговский, Ю.Н.Таран.* // Термодинамика, физическая кинетика структурообразования и свойства чугуна и стали. Вып. 4.–М.: Металлургия, 1971.– С. 231–250
5. *О нестационарной эвтектической кристаллизации / В.И.Мазур, Ю.Н.Таран.* // Термодинамика, физическая кинетика структурообразования и свойства чугуна и стали. Вып. 4.–М.: Металлургия, 1971.– С. 250–255
6. *Особенности эвтектических процессов в комплекснолегированных белых чугунах / Г.Е.Белай, Н.В.Дворникова, М.О.Матвеева.* // Эвтектика V. Тр. международной конф.– Днепропетровск: Изд-во ДНМАУ, 2000.– С.230–234.

Статья рекомендована к печати д.т.н. Г.В.Левченко