

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ С АЛЮМИНИЕМ В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

Г. В. БЫЧКОВ, В. Г. ГУЛЬТЯЕВ, В. И. КАРАСЕВ

(Представлена профессором доктором А. Н. Добровидовым)

Имеющиеся литературные данные [1, 2, 3] указывают на широкие возможности повышения качества литого инструмента из быстрорежущей стали путем ее дополнительного легирования и изменения химического состава.

Известно о применении алюминия в качестве частичного заменителя вольфрама в инструментальных катаных сталях, а также о повышении эксплуатационных свойств малолегированных быстрорежущих сталей при добавке алюминия [4].

Подробных исследований о влиянии алюминия на свойства литых быстрорежущих сталей не проводилось.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния алюминия от 0,1 до 3,0% на структуру и свойства литой быстрорежущей стали типа Р9 с различным содержанием углерода (1,1—1,3%). Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Сталь плавил на высокочастотной установке АЗ-43 в кислом тигле. Разливка производилась в металлическую форму (кокиль) на центробежной машине. Температура заливки 1460—1480°. Конструкция кокиля позволяла отливать восемь образцов размером 11 × 11 × 120 мм. Вес отливки 1,8 кг.

Метод литья в металлические формы центробежным способом совмещает в себе большую скорость охлаждения отливки с повышенными давлениями в процессе кристаллизации, что позволяет получать литой инструмент хорошего качества с высокими механическими свойствами.

Преимущества этого способа литья заключаются также в сокращении технологического цикла, так как инструмент получает закалку в процессе охлаждения в форме.

В процессе исследований изучалась микроструктура сталей, твердость, электрические и магнитные свойства.

Электрические и магнитные свойства — прежде всего коэрцитивная сила — являются структурно чувствительными свойствами. Составляющие сталь фазы обладают магнитным взаимодействием, которое сложным образом зависит от их количественного соотношения и взаимного распределения, т. е. от конкретной структуры стали.

Поэтому изучение электрических и магнитных характеристик стали при введении различных количеств легирующего элемента, параллельно

с изучением структуры, твердости и других свойств, позволяет более полно выяснить его влияние и может быть использовано при разработке методов неразрушающего контроля качества отливаемых инструментов.

Т а б л и ц а 1

Обозначение плавков	Химический состав, в %				
	C	W	Cr	V	Al
01	1,10	9,36	4,03	2,25	0,11
02	1,05	9,39	4,07	2,19	0,23
03	1,11	9,35	4,07	2,60	0,35
04	1,07	9,02	3,89	2,05	0,67
05	1,11	9,39	3,89	2,59	1,05
06	1,05	9,22	4,07	2,00	1,55
07	1,13	9,55	3,98	2,34	1,98
08	1,08	9,23	4,02	2,27	сл.
10	1,29	9,50	3,90	2,24	сл.
11	1,32	9,37	4,02	2,36	0,12
12	1,28	9,23	4,06	2,40	0,21
13	1,31	9,31	3,98	2,47	0,42
14	1,29	9,33	4,03	2,26	0,98
15	1,32	9,21	3,89	2,31	1,41
16	1,28	9,07	4,07	2,44	1,87
17	1,31	9,35	4,05	2,51	3,02

Для измерения электросопротивления образцов исследуемых сталей применялся метод двойного моста. В схему комбинированного моста типа МТВ-2 включался испытуемый образец, который перед этим тщательно шлифовался. Высокая степень надежности контакта образца с токоподводящими клеммами позволяла снизить до минимума потери в схеме и избежать нагрева образца во время исследования.

Для магнитных испытаний изготавливались образцы размером $10 \times 10 \times 60$ мм. Образцы, подвергавшиеся испытаниям, по своим магнитным характеристикам занимают промежуточное положение между магнитно-твердыми и магнитно-мягкими материалами с большим тяготением к группе магнитно-твердых материалов (см. результаты испытаний, рис. 4, 5).

Магнитные характеристики образцов исследуемых сталей определялись на установке типа У-541 завода «Точэлектроприбор» для испытания магнитно-твердых материалов с коэрцитивной силой до 1500 эрст в постоянном магнитном поле баллистическим методом. Полученные при испытаниях данные подтверждают правильность выбранного метода исследований.

Микроструктура сталей плавков 01-08 состоит из мартенсита, остаточного аустенита и сетки карбидной эвтектики очень тонкого строения. С увеличением в стали содержания алюминия количество остаточного аустенита несколько уменьшается, а количество мартенсита увеличивается, что подтверждается показаниями аустенометра. Твердость сталей повышается, но не значительно, от 62 до 63 RC.

Как видно из рис. 1 твердость стали с 2,0% снижается, а показания аустенометра увеличиваются. При этом не наблюдается заметных изменений в микроструктуре сталей плавки 06 и 07.

Можно предположить, что некоторое падение твердости стали плавки 07 происходит вследствие сужения и выклинивания алюминием гамма-области. Возрастание показаний аустенометра объясняется тогда увеличением количества ферромагнитной составляющей.

На рис. 2 представлена микроструктура сталей с 1,3% углерода и различным содержанием алюминия (плавки 10—17), а на рис. 3— зависимость твердости и количества остаточного аустенита от содержания алюминия в этих сталях.

У сталей плавки 10—14 микроструктура состоит из мартенсита, остаточного аустенита и ледебуритной эвтектики, которая закристаллизовалась в последнюю очередь из жидкого раствора, обогащенного углеродом и легирующими элементами. С увеличением в стали содержания алюминия количество мартенсита возрастает, а остаточного аустенита уменьшается, что подтверждается увеличением твердости стали (рис. 3).

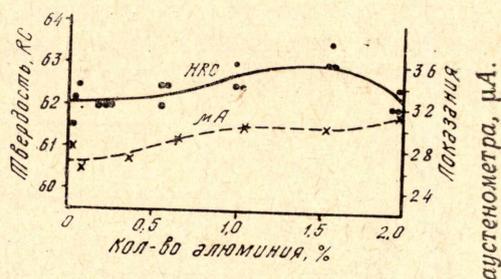


Рис. 1.

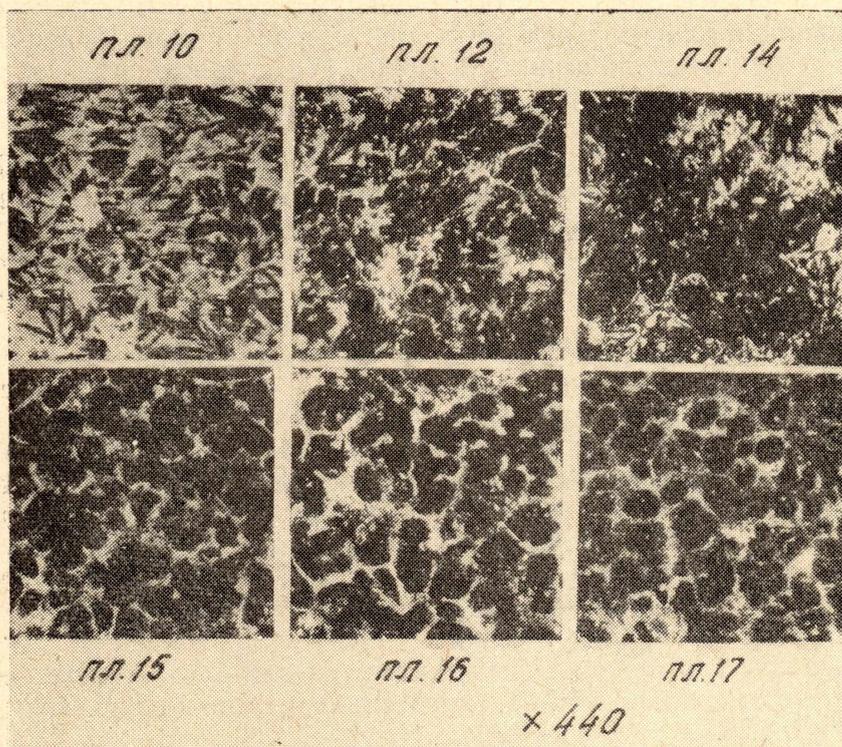


Рис. 2.

В структуре плавки 10 и 11 наблюдается крупночешуйчатый мартенсит. Такая структура в кованных быстрорежущих сталях появляется одновременно с укрупнением зерна после закалки с высоких температур. Крупночешуйчатый мартенсит в структуре литых сталей не может вызвать резкого снижения механических свойств, так как при отливке

в кокиль сталь имеет мелкозернистое строение. Большое количество остаточного аустенита определяет пониженную твердость этих сталей, которая составляет 55—56 RC.

При дальнейшем повышении содержания алюминия в стали (плавки 12—14) количество остаточного аустенита также уменьшается, а количество мартенсита увеличивается. Твердость сталей этих плавков продолжает возрастать и достигает 60 ед. (плавки 14).

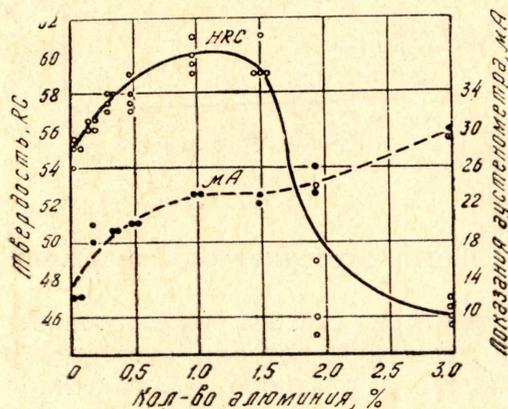


Рис. 3.

же сильно травится. Эта составляющая имеет троостито-образное строение и располагается в центральной части зерен.

Участки новой темной составляющей имеют округлую форму, занимают большую площадь зерен и разделены ледебуритом. Причем, с увеличением содержания алюминия (плавка 17) границы этой составляющей становятся более размытыми. Темные центральные части окружены каймой серого цвета, отделяющей их от светлого ледебурита.

Твердость образцов плавки 15-17 резко снижается до 46 RC, что совместно с большой площадью, занимаемой темной составляющей, подтверждает ее троостито-образную природу. Это подтверждается и данными магнитного анализа — показания аустенометра возрастают, указывая также на увеличение количества ферромагнитной составляющей.

Если восходящий участок кривой твердости исследованных сталей (рис. 1, 3) можно объяснить уменьшением в сталях количества остаточного аустенита, то для объяснения резкого падения твердости сталей плавки 07, 16 и особенно 17 требуются дальнейшие исследования. Объяснение этого явления сужением и выклиниванием алюминием гамма-области нельзя считать единственно правильным, так как тогда темные участки структуры должны быть дельта-эвтектоидом, образовавшимся из дельта-феррита, и иметь четкие границы между темной составляющей и аустенитом — двумя различными фазами.

Результаты микроструктурного анализа и изучения твердости сталей исследуемых плавки подтверждаются данными определения физических свойств плавки 01-08, представленными на рис. 4, и плавки 10-17 — на рис. 5.

Удельное электросопротивление образцов всех сталей повышается с увеличением содержания алюминия.

Распад аустенита и образование мартенсита вызывает внутренние напряжения и искажение решетки, в результате чего электросопротивление возрастает.

Увеличение электросопротивления сталей плавки 07 и 15-17 объясняется изменением структуры этих сталей: образованием троостито-образной составляющей разной дисперсности, окруженной ледебуритом.

Неодинаковая травимость этой составляющей указывает на неоднородность структуры в пределах одного зерна и различное искажение решетки по границам зерен. Вследствие этого рассеяние электронов увеличивается, а проводимость падает.

Кривые изменения величины индукции насыщения, максимальной магнитной проницаемости и коэрцитивной силы образцов сталей в зависимости от содержания углерода и алюминия представлены на рис. 4, 5.

При рассмотрении этих кривых и кривых твердости сталей (рис. 1, 3) следует отметить параллелизм в изменении твердости и коэрцитивной силы. В литературе имеются указания на возможность подобного совпадения [5].

Возрастание коэрцитивной силы обусловлено высокой магнитной анизотропией и значительными неоднородными напряжениями при образовании мартенсита. Это наблюдается до появления в структуре сталей новой троостито-образной составляющей — менее жесткой в магнитном отношении, чем мартенсит.

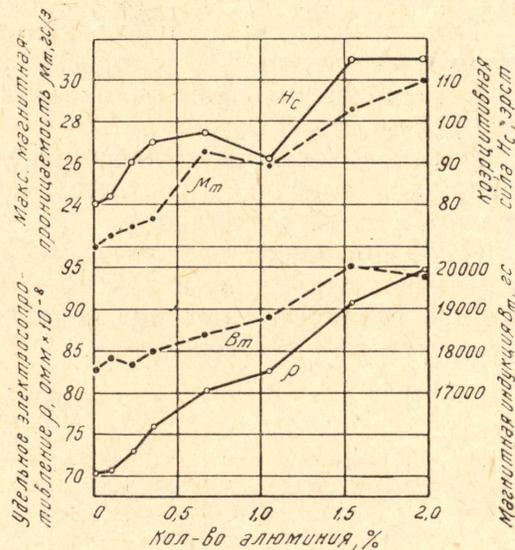


Рис. 4.

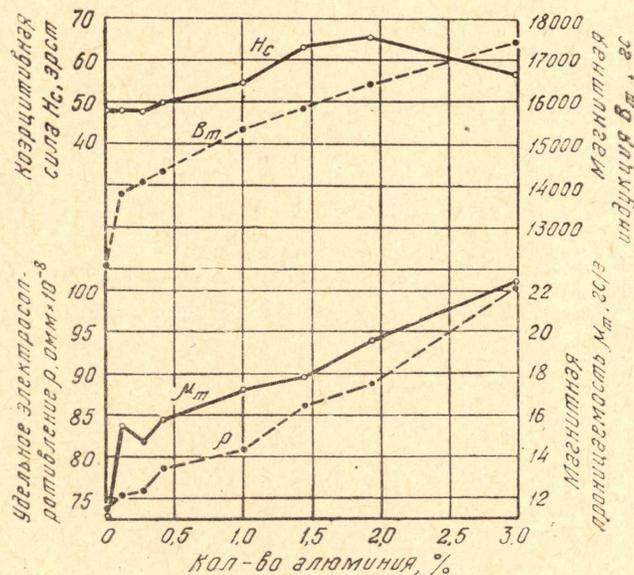


Рис. 5.

Выводы

Проведенные исследования показали, что структура быстрорежущей стали типа Р9, отлитой в кокиль при содержании алюминия до 1,5%, состоит из мартенсита, остаточного аустенита и сетки карбидной эвтектики. При содержании алюминия свыше 1,5% вместо мартенсита появляется новая структурная составляющая троостито-образного

строения, участки которой занимают большую площадь зерен и разделены ледебуритом.

Температура мартенситного превращения под влиянием алюминия повышается и количество остаточного аустенита в структуре закаленной стали уменьшается.

Твердость стали до появления в структуре троостито-образной составляющей увеличивается, а затем резко снижается.

С увеличением содержания алюминия до 3,0% удельное электросопротивление стали возрастает.

Изменение величины коэрцитивной силы при увеличении в стали содержания алюминия соответствует характеру изменения твердости образцов сталей всех плавок.

Изучение электрических и магнитных характеристик, параллельно с изучением структуры и других свойств сталей, может быть использовано при разработке методов неразрушающего контроля качества отливаемых режущих инструментов.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Т. Пенский и З. Л. Разуваева. Литой инструмент, не требующий термической обработки. Машгиз, 1946.
2. Т. А. Лебедев и И. А. Ревис. Структура и свойства литого инструмента из быстрорежущей стали. Машгиз, 1949.
3. И. С. Кватер. Литые быстрорежущие стали. Машгиз, 1952.
4. С. Л. Кейз и К. Р. Ван Горн. Алюминий в чугунах и сталях, Металлургиздат, 1959.
5. Б. Г. Лившиц. Физические свойства металлов и сплавов. Машгиз, 1959.