

ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ И АЛЮМИНИЯ НА ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ
2-ой СТАДИИ ОТЖИГА СИНТЕТИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe-C,
ВЫПЛАВЛЕННОГО В РАЗЛИЧНЫХ ГАЗОВЫХ СРЕДАХ

Д.Н.Худокормов, В.М.Королев

Основной метод ускорения отжига белого чугуна принято считать увеличение числа центров кристаллизации графита, так как при этом сокращаются пути диффузии углерода от цементита к графитному центру. Наиболее эффективными способами создания большого количества центров являются повышение кремния в чугуне и модифицирование чугуна в сочетании с предварительными обработками.

В работе /1/ было показано, что влияние кремния и алюминия на зарождение центров графитизации существенно зависит от наличия в чугуне газов, в частности азота. Если в присутствии азота алюминий является более активным графитизатором, то в дезазотированном сплаве Fe-C он значительно уступает кремнию. Следовательно, газонасыщенность сплава вносит существенные коррективы в оценку влияния различных элементов на ускорение процесса графитообразования при отжиге белого чугуна.

Представляло интерес исследовать совместное влияние газонасыщенности сплава и содержания в нем графитизирующих элементов алюминия и кремния на продолжительность 2-ой стадии отжига. Чистый синтетический сплав Fe-C (3,8%С), методика приготовления которого описана в работе /2/, расплавлялся в силитовой печи в алундовом тигле, помещенном в специальную кварцевую колбу. В колбе предварительно создавалась инертная среда (путем введения чистого аргона или очищенного гелия). В следующих вариантах плавка осуществлялась на воздухе и в среде азота. Без нарушения исследуемой атмосферы в расплав вводились кремний и алюминий в количествах от 0,05 до 0,7% к весу жидкого металла. Полученные слитки, имевшие после затвердевания структуру белого чугуна, разрезались на несколько частей, каждая из которых подвергалась графитизирующему отжигу в вакуумной печи при температуре 980° в течение четырех часов. Часть слитков перед отжигом проходила закалку с 920° в воде.

Результаты измерения числа включений углерода отжига в отдельных слитках после высокотемпературного отжига приведены в таблице I.

Т а б л и ц а I

Влияние величины добавки Si и Al в сплав $Fe-C$ и атмосферы при плавке на число включений графита после I-ой стадии графитизации

| Вводящая примесь | Величина добавки, % веса | Атмосфера при плавке | Вид термообработки | Число включений графита в $I \text{ мм}^2$ |
|------------------|--------------------------|----------------------|--------------------|--|
| Кремний | 0,5 | Воздух | Отжиг | 47 |
| | 0,7 | "- | "- | 230 |
| | 0,5 | "- | Закалка+отжиг | 565 |
| | 0,7 | "- | "- | 2150 |
| | 0,5 | Азот | Отжиг | 190 |
| | 0,7 | "- | "- | 225 |
| | 0,5 | Гелий | "- | 583 |
| | 0,7 | "- | "- | 1167 |
| Алюминий | 0,3 | Воздух | Отжиг | 94 |
| | 0,5 | "- | "- | 200 |
| | 0,3 | Азот | "- | 224 |
| | 0,5 | "- | "- | 358 |
| | 0,3 | Аргон | "- | 84,5 |
| | 0,5 | "- | "- | 202 |

Нормализованные после отжига при 980° слитки проходили 2-ую стадию отжига при температуре 680° . Степень отжига чугуна на феррит оценивалась путем измерения твердости по Бринелю при нагрузке 750 кг шариком $\phi 5$ мм через каждый час выдержки при 680° .

Влияние кремния и алюминия на 2-ую стадию графитизации сплава $Fe-C$, выплавленного на воздухе, показано на рис. I.

Слитки с присадкой 0,5% Si имели после предварительной закалки и I-ой стадии графитизации в 6 раз больше включений углерода отжига, чем слитки с присадкой 0,3% алюминия (565 и 94 соответственно). Тем не менее распад эвтектоидного цементита в первом случае шел медленнее, чем во втором. Ускоряющее действие алюминия на 2-ую стадию отжига еще более усиливалось, если сплав плавился и кристаллизовался в среде азота. При одинаковом количестве графитных включений (примерно 225 включений в $I \text{ мм}^2$) после высокотемпературного отжига 2-ая стадия графитизации в слитках с присадкой

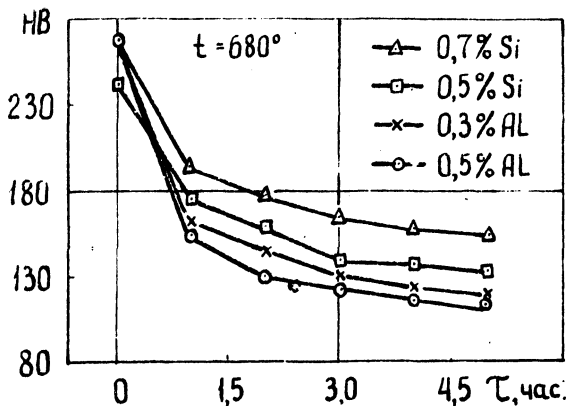


Рис. 1.

Влияние кремния и алюминия на продолжительность второй стадии отжига чистого сплава Fe-C, выплавленного на воздухе:

0,7% Si - 230 включений графита в I мм²;
 0,5% Si - 565 включений графита в I мм²;
 0,3% Al - 96 включений графита в I мм²;
 0,5% Al - 200 включений графита в I мм².

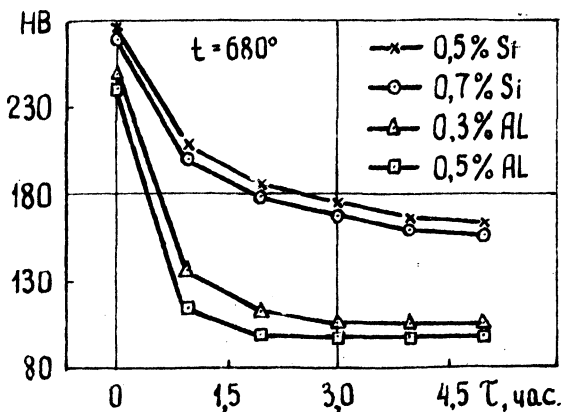


Рис. 2.

Влияние кремния и алюминия на продолжительность второй стадии отжига чистого сплава Fe-C, выплавленного в среде азота.

0,3% алюминия заканчивалась полностью уже через 2 часа, в то время как в слитках с добавкой 0,7% кремния после 5-часового отжига в структуре имелось значительное количество вторичного цемента (рис. 2).

При плавке в среде инертного газа влияние кремния и алюминия на продолжительность 2-ой стадии отжига полностью согласуется с их влиянием на увеличение числа центров кристаллизации графита. Чем больше увеличивается количество графитных центров за счет введения в сплав Fe-C кремния или алюминия, тем интенсивней идет распад вторичного цементита (рис. 3).

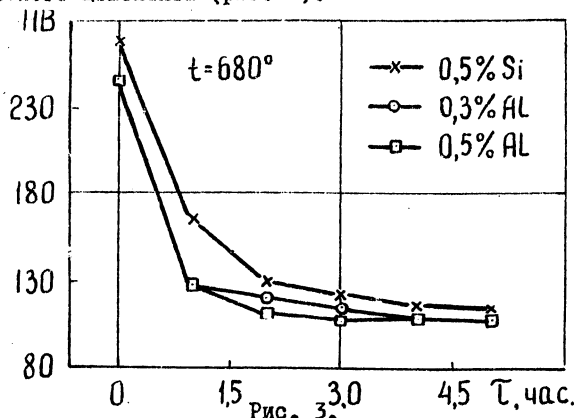


Рис. 3. Влияние кремния и алюминия на продолжительность 2-ой стадии отжига чистого сплава Fe-C, выплавленного в среде инертного газа.

Результаты исследования свидетельствуют о том, что нейтрализация азота в белом чугуна является не менее важным фактором в сокращении продолжительности 2-ой стадии отжига, чем увеличение числа центров кристаллизации графита. Растворяясь преимущественно в цементите, а также накапливаясь на межфазных границах, азот, с одной стороны, повышает устойчивость цементита, с другой - блокирует графитные включения, задерживая распад эвтектоидного цементита /2,3/.

Алюминий известен как сильный нитридообразующий элемент. Введение его в сплав приводит к ускорению первой стадии графитизации преимущественно за счет образования дисперсных нитридов алюминия /2/. Нейтрализуя при этом стабилизирующее действие азота, алюминий резко сокращает продолжительность 2-ой стадии отжига. Сравнение скорости графитизации на 2-ой стадии в слитках с добавками алюминия, имеющих равное число включений углерода отжига, но выплавленных в различных газовых средах, показывает, что если плавка и

кристаллизация шла в среде аргона или азота, то 2-ая стадия графитизации завершалась раньше, чем в слитках, полученных плавкой на воздухе (рис. 1, кривая - 0,5% Al ; рис. 2, кривая - 0,3% Al ; рис. 3, кривая - 0,5% Al). В первых двух случаях скорость графитизации была примерно одинакова.

Кремний имеет значительно меньшее сродство к азоту, чем алюминий. Поэтому его влияние на 2-ую стадию графитизации даже при большом числе центров кристаллизации графита менее существенно. Например, число включений графита в слитках с добавкой 0,7% Si , полученных плавкой на воздухе, закаленных и отожженных, составляло 2150 в 1 мм², а в слитках с 0,5% Si , закристаллизованных в среде гелия и отожженных без предварительных обработок - 583 в 1 мм², т.е. в 3,5 раза меньше. Однако 2-ая стадия графитизации во втором случае завершилась уже через час, в то время как в первом случае для ее завершения оказалось недостаточно пятимесяковой выдержки при 680°. При равном числе центров кристаллизации графита в слитках с присадками Si , выплавленных на воздухе и в среде азота, 2-ая стадия графитизации протекает с одинаковой скоростью (рис. 1, кривая - 0,5% Si ; рис. 2, кривая - 0,7% Si). Плавка в среде инертного газа значительно увеличивает скорость распада цементита на 2-ой стадии.

Таким образом, наиболее эффективное сокращение продолжительности 2-ой стадии отжига белого чугуна при его модифицировании может быть достигнуто в том случае, если модификатор, наряду с увеличением числа включений графита после высокотемпературного отжига, нейтрализует, подобно алюминию, стабилизирующее действие азота путем образования нерастворимых соединений.

Л и т е р а т у р а

1. Худокормов Д.Н., Королев В.М. Термодинамика и физическая кинетика структурообразования в чугуне и стали. Сб. статей под редакцией Криштала М.А., Приокское книжное из-во, Тула, 1971.

2. Худокормов Д.Н. Роль примесей в процессе графитизации чугунов. "Наука и техника", Минск, 1968.

3. Богачев И.Н., Давыдов Г.С., Рожкова С.Б. Графитизация и термическая обработка белого чугуна. М., 1964.