

Министерство высшего и среднего специального  
образования БССР

БЕЛОРУССКИЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ  
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

М Е Т А Л Л У Р Г И Я

Серия - Металловедение и химико-термическая обработка

Выпуск I

Под общей редакцией заслуженного деятеля  
науки и техники БССР, академика АН БССР

В.П.СЕВЕРДЕНКО

М и н с к 1 9 7 0

Л.С.Ляхович, Р.Н.Худокормова, В.М.Королев

Известны случаи, когда в стали, особенно при цементации, вместо обычной структуры пластинчатого перлита феррит и цементит присутствуют в виде отдельных изолированных друг от друга выделений. Такую структуру называют "анормальная". Анормальная структура может получаться и в малоуглеродистых сталях при очень медленном охлаждении от температур выше фазовых превращений [1].

Причина появления анормальной структуры в настоящее время окончательно не установлена. По этому вопросу высказываются различные мнения. Предполагают, в частности, что обособление фазовых составляющих перлита в высокоуглеродистых сталях вызывается кислородом, азотом, алюминием [2,3]. В малоуглеродистых сталях анормальные структуры образуются в результате кристаллизации значительного количества Fe<sub>3</sub>(C) при эвтектоидном распаде аустенита на доэвтектоидном феррите [1,3]. В любом случае анормальные структуры возникают только при крайне малых скоростях охлаждения. Вероятно, в условиях очень малых степеней переохлаждения относительно равновесных температур скорость образования эвтектоидных колоний может быть меньше скорости образования самостоятельных фаз [3].

Уточнение влияния примесей на характер формирования структуры стали осуществлялось в настоящей работе путем исследования чистых Fe-C сплавов, выплавленных в различных средах и микролегированных алюминием, бором, церием.

Методика изготовления этих сплавов заключалась в прессовании брикетов из смеси порошков карбонильного железа ВЗ и реакторного графита высокой чистоты. Карбонильное железо содержало 0,018% примесей, из которых на долю никеля приходилось 0,010%. Спрессованные брикеты спекались в глубоком вакууме при 980°C. После спекания образцы плавилась в алундовых тиглях, помещенных в кварцевые ампулы. В процессе плавки, микролегирования и кристаллизации в кварцевых ампулах создавалась заданная среда (воздух, аргон, азот). Аргон и азот поступали в ампулы непрерывно. Удаление подаваемого газа осуществлялось через кварцевую трубку, которая одновременно служила для введения микродобавок. Кристаллизация сплавов осущест-

вляясь охлаждением ампул на воздухе. Все исследуемые слитки проходили отжиг в среде аргона при  $930^{\circ}\text{C}$  в течение одного часа с последующим охлаждением вместе с печью.

В первой серии опытов изучались сплавы с различным содержанием углерода, выплавленные в средах аргона, азота и воздуха. При этом процесс микролегирования не применялся. Вторая серия опытов была посвящена исследованию микроструктуры сплавов с 0,95% введенного углерода, выполненных в указанных газовых средах и микролегированных алюминием, бором и церием.

Микроструктурный анализ исследуемых слитков, содержащих различное количество углерода, показал, что их структуры значительно отличаются от нормальных структур, наблюдаемых обычно в отливках технической чистоты.

Если в низкоуглеродистых технических сплавах, как отмечалось выше, возникает аномальные структуры, то их появление связано с весьма малой скоростью охлаждения от температур начала фазовых превращений. В синтетическом сплаве с расчетным количеством углерода, равным 0,2%, выплавленном в любой из указанных сред, отдельные крупные скопления цементита на фоне феррита (перлит отсутствует) образуются и при скорости охлаждения, характерной для процесса нормализации. Причем это явление наблюдается как после отжига, так и после кристаллизации сплава. Расширение диапазона скоростей охлаждения, при которых возникает аномальные структуры в исследуемых сплавах, по сравнению с техническими сплавами, можно объяснить их высокой степенью чистоты. В сплаве, освобожденном от большинства примесей, скорость миграции углерода, вероятно, существенно возрастает. Это сокращает еще в большей степени время формирования самостоятельных фаз в процессе  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения.

Резкое отклонение от нормальных структур, свойственных обычным сталям, наблюдалось при исследовании заэвтектоидных сплавов, изготовленных из чистых материалов. Охлаждение с печью после диффузионного отжига  $930^{\circ}\text{C}$  для всех вариантов плавки приводило к появлению структурно свободного феррита в сплавах, начиная с 1,1% введенного углерода и выше. Наличие в структуре высокоуглеродистых чистых сплавов феррита можно также объяснить повышенной по сравнению с техническими сплавами скоростью диффузии углерода. Однако аномальная структура наблюдалась только в тех сплавах, в которых при диффузион-

ном отжиге  $\text{C}_{II}$  не полностью растворялся в аустените и оставался в нем в виде отдельных включений. В этом случае цементит вторичный выполнял функцию подложки для кристаллизации в процессе охлаждения вторичного и эвтектоидного цементита. Чем больше нерастворенного цементита содержал сплав, тем активнее протекала его ферритизация. Например, при температуре отжига  $930^{\circ}\text{C}$  значительная степень ферритизации наблюдалась в сплаве с 1,4% углерода и полная - при 1,8% углерода. При отжиге  $1000^{\circ}\text{C}$  в сплавах 1,4-1,5% углерода  $\text{C}_{II}$  располагался сеткой по границам зерен, что приводило к образованию нормальной структуры и только в сплавах с более высоким содержанием углерода возникала аномальная структура. Однако полной ферритизации даже в сплаве с 1,8% углерода не было получено. Эти исследования подтверждают мнение авторов [3-4] о роли избыточных карбидов в развитии аномальной структуры.

В чистых Fe-C сплавах, выплавленных в средах аргона, азота и воздуха, процесс образования аномальных структур резко активизируется вследствие увеличения, по нашему мнению, скорости диффузии углерода. Микролегированные алюминием, бором и церием синтетические сплавы с количеством введенного углерода 0,95% также исследовались после одночасового отжига при  $930^{\circ}\text{C}$ . Присадки вводились в сплавы в следующем количестве: алюминия от 0,05 до 0,40%; бора от 0,002 до 0,5% и церия 0,05-0,40%. Плавка слитков, микролегирование и кристаллизация осуществлялись в заданных средах (аргон, азот, воздух).

В результате металлографического исследования установлено следующее.

Микроструктура исходных сплавов состояла из перлита и феррита.

Присадки алюминия, бора, церия в сплавы, получаемые плавкой в среде аргона, не вызывали существенных отклонений от структуры исходных не микролегированных сплавов. Совершенно иная картина наблюдалась при добавках перечисленных элементов в сплавы, выплавленные в средах азота и воздуха.

В случае выплавки сплавов в азоте при добавках: алюминия в количестве 0,05%; бора - 0,002%, особенно 0,01%; церия - 0,10% и особенно 0,20%, происходит резкое укрупнение пластин эвтектоидного цементита и образование отдельных его крупных выделений; содержание структурно свободного феррита существенно увеличивается.

В случае выплавки на воздухе аналогичная картина наблюдается

при добавках: алюминия 0,05% и особенно 0,10%; бора - 0,01% и церия 0,05 - 0,10%. Степень влияния изучаемых присадок на формирование аномальных структур неодинакова. Наиболее сильное влияние оказывают присадки бора. Менее активен в этом отношении алюминий.

Увеличение веса присадок при выплавке в азоте алюминия свыше 0,05%, бора - 0,01% и церия свыше 0,20% - приводило к исчезновению аномальных структур. Аналогичное явление при плавке на воздухе отмечалось при добавках алюминия свыше 0,20%; бора - 0,15% и церия - 0,20%. В этом случае структура всех сплавов была нормальной, более мелкозернистой, чем исходные сплавы, и представляла собой феррит и перлит.

### В ы в о д ы

Только при относительно небольших количествах исследуемые микролегирующие элементы способны вызывать появление аномальных структур. Кроме того, действие присадок проявляется при условии плавки в среде азота и на воздухе. Плавка, микролегирование и кристаллизация в аргоне не приводят к возникновению аномальных структур.

Особенности условий образования последних позволяет предполагать, что исследованные присадки создают в структуре сплавов центры кристаллизации цементита, обладающие высокой активностью. По-видимому, такими центрами являются нитриды алюминия, бора и церия, расположенные в объеме зерен. В результате высокой скорости диффузии углерода при охлаждении выделения цементита достигают значительной величины. Повышение количества примесных атомов в сплавах приводит к выделению указанных фаз по границам зерен, что вызывает распад аустенита по нормальной схеме с образованием пластинчатого перлита. В результате снижения скорости диффузии углерода, по причине загрязненности сплавов примесными атомами, и барьерный эффект обеспечивает формирование относительно мелкозернистой нормальной структуры сплавов.

### Л и т е р а т у р а

1. Э. Г у д р е м о н . Специальные стали. Т. I. Металлургиздат. М., 1959.

2. Д. М. К э м п , К. Б. Ф р е н с и с . Производство и обработка стали. Металлургиздат, М., 1947.

3. А. А. П о п о в . Фазовые превращения в металлических сплавах. Металлургиздат, М., 1963.

4. А. Н. М и н к е в и ч . Химико-термическая обработка стали. Машгиз, 1950.

ВЛИЯНИЕ МИКРОДОБАВОК ЦЕРИЯ НА КИНЕТИКУ РОСТА  
АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА ПРИ НАГРЕВЕ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ  
СТАЛИ

Л.С.Ляхович, Р.Н.Худокормова

Процесс микролегирования сталей редкими металлами получил за последние годы значительное развитие. Связано это с тем, что добавки редких металлов позволяют в определенной мере улучшить некоторые физико-механические свойства сталей. Улучшение свойств в этом случае происходит как при кристаллизации стали, так и при ее термической обработке. Очень часто термическая обработка стальных изделий включает в себя высокотемпературный нагрев. Поэтому вопросы роста аустенитного зерна в микролегированных редкими металлами сталях представляют теоретический и практический интерес.

Для изучения кинетики роста аустенитного зерна в этих сталях использовался метод окисления. Поперечный размер зерна измерялся путем перемещения правого подвижного уголка на приборе типа ХНО-10. Для определения среднего поперечного размера производилось около 150 измерений на двух образцах. Предметом исследования служила сталь, содержащая

|            |            |            |
|------------|------------|------------|
| 0,42% С ;  | 0,24% Si ; | 0,55% Mn ; |
| 0,05% Cr ; | 0,02% P ;  | 0,022% S . |

Металлический церий вводился перед кристаллизацией стали в количестве 0,05; 0,10; 0,20%. Полученные слитки после гомогенизирующего отжига разрезались на образцы, которые выдерживались различное время при 870; 950 и 1150°C. Загрузка образцов в печь производилась при заданной температуре одновременно. Через промежутки времени, равные 15 минутам, образцы, не содержащие церий, и образцы с различными микродобавками этого элемента извлекались из печи и охлаждались в воде.

На рис.1 приведена зависимость среднего поперечного размера зерен аустенита  $\bar{d}$ , мк, от времени выдержки при 870°C. Как видно, измеряемая величина претерпевает в процессе изотермической выдержки существенные изменения. Снижение и рост среднего размера аустенитных зерен происходит довольно синхронно через равные промежутки

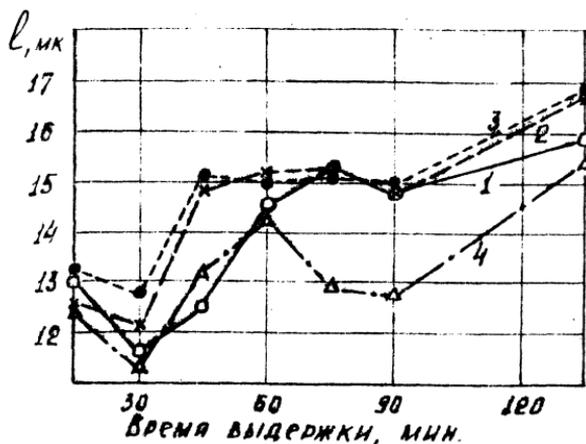


Рис.1. Зависимость среднего размера зерна аустенита  $l$ , мк, от времени выдержки при  $870^{\circ}\text{C}$  и величины добавки церия:

- 1 - без церия; 2 - 0,05% церия;  
3 - 0,10% церия; 4 - 0,20% церия.

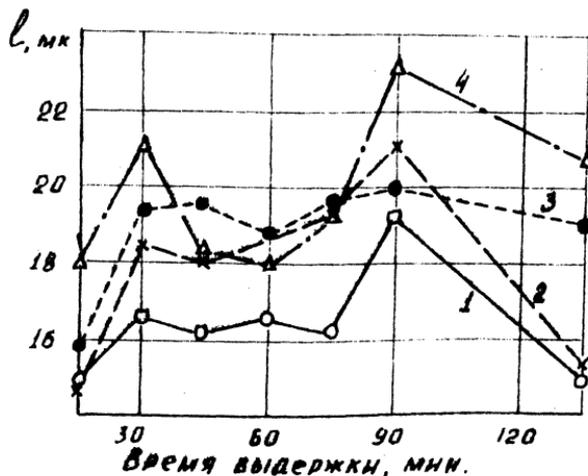


Рис.2. Зависимость среднего размера зерна аустенита  $l$ , мк, от времени выдержки при  $950^{\circ}\text{C}$  и величины добавки церия:

- 1 - без церия; 2 - 0,05% церия;  
3 - 0,10% церия; 4 - 0,20% церия.

времени для всех образцов. На рис.2 показана аналогичная зависимость для образцов, которые выдерживались при  $950^{\circ}\text{C}$ . Здесь также наблюдаются резкие изменения величины среднего размера зерен при различных по времени выдержках. Максимальные значения среднего размера в данном случае получены не к концу пребывания образцов в печи как при  $870^{\circ}\text{C}$ , а при выдержке, равной 90 минутам.

Из рис.2 следует, что при  $950^{\circ}\text{C}$  микродобавки церия, особенно повышенные (0,2% Ce), усиливают склонность аустенитных зерен к росту. При температуре  $870^{\circ}\text{C}$  0,2% церия, наоборот, несколько сдерживает увеличение среднего размера зерен, по сравнению с обычным не содержащим церий сплавом. Причину

рассмотренного влияния присадок 0,2% Се на склонность к росту аустенитного зерна при 870<sup>0</sup> и 950<sup>0</sup>С можно объяснить наличием в аустените нитридов церия и их диссоциацией при высоких температурах. Небольшие добавки церия (0,05; 0,10%) оказывают раскисляющее действие в сплаве. Поэтому при всех исследованных температурах в образцах с такими присадками наблюдается увеличение среднего размера зерен. Если же в сталь добавлено 0,2% Се, происходит раскисление металла и помимо этого идет образование нитридов церия. Возможность такой реакции установлена в работе [1]. Нитриды церия выполняют роль барьеров аналогично нитридам алюминия [2]. По-видимому, в интервале температур 870–950<sup>0</sup>С нитриды церия диссоциируют и барьерный эффект исчезает.

Причина скачкообразного изменения среднего размера зерен с увеличением продолжительности выдержки как при 870, 950<sup>0</sup>С, так и при 1150<sup>0</sup>С не является результатом погрешности измерений или неудачно выбранной методики.

Анализ количества относительно крупных зерен (более 25 мк), обнаруженных в образцах, дает основание полагать, что скачкообразное изменение среднего размера связано с увеличением или уменьшением числа именно таких зерен (табл. I). Например, 60-минутная

Т а б л и ц а I

Количество (%) относительно крупных зерен аустенита ( $d > 25$  мк) в зависимости от времени выдержки при 950<sup>0</sup>С и содержания церия в стали

| Время выдержки при 950 <sup>0</sup> С, мин. | Количество (%) относительно крупных зерен аустенита в сталях |          |          |          |
|---|--|----------|----------|----------|
|   | без Се   | 0,05% Се | 0,10% Се | 0,20% Се |
| 60  | 11,6   | 18,0     | 23,0     | 15,3     |
| 90  | 18,3   | 23,0     | 25,7     | 38,3     |
| 135   | 8,7  | 12,5     | 16,0     | 17,0     |

выдержка при 950<sup>0</sup>С приводит к образованию крупных зерен указанного выше размера в количестве 11,6%; 18,0; 23,1; 15,3%, а 90-минутная, соответственно, 18,3%; 23,0; 25,7; 38,3%. Числа даны в порядке,

отвечающем порядку расположения образцов по мере повышения в них содержания церия. Первое число характеризует процент крупных зерен в исходной стали. Для 135-минутной выдержки эти значения вновь претерпевают изменения и становятся равными 8,7%; 12,5; 16,0; 17,0.

В рассмотренном случае такое, на первый взгляд, странное исчезновение крупных зерен при выдержке от 90 до 135 минут, по нашему мнению, можно объяснить делением зерен на более мелкие. Процесс деления связан, по-видимому, с рекристаллизационными явлениями. Центрами рекристаллизации являются блоки, имеющие наибольшую для данного зерна разориентацию кристаллографических плоскостей. Развитию этого процесса способствуют примеси, накапливающиеся на границах растущих зерен в результате перемещения дислокаций в направлении границ зерен. Повышенная концентрация чужеродных атомов в этих местах приводит к существенному замедлению процесса самодиффузии и, следовательно, к прекращению роста зерен. Однако снижение поверхностной энергии в системе продолжается путем объединения отдельных блоков в более крупные, которые приобретают в дальнейшем видимые границы.

#### В ы в о д ы

1. При высокотемпературном нагреве сталей кинетика роста зерна аустенита, оцениваемая значением среднего диаметра, носит волнообразный характер.

2. Волнообразный характер кинетики роста среднего диаметра аустенитного зерна связан с периодическим появлением новых центров рекристаллизации, которыми служат блоки с наиболее отличной от других блоков ориентацией кристаллографических плоскостей.

3. Малые добавки церия (до 0,2%), оказывая рафинирующее действие, повышают склонность к образованию в стали разнотеренной структуры.

Присадка 0,2% Ce дает аналогичный результат только при высоких температурах (950°C). При 870°C присадка церия в указанном количестве тормозит рост аустенитного зерна.

#### Л и т е р а т у р а

1. Ю. В. Кривовский, Ю. И. Рубенчик, Е. И. Тюрин, В. И. Явойский. Металлургия, №8, 1963.

2. Э. Гулдемоян. Специальные стали. Т.2. Металлургия, 1960.

# К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМЕ ВЛИЯНИЯ СИЛИКОКАЛЬЦИЯ НА ПОВЫШЕНИЕ УРОВНЯ И ОДНОРОДНОСТИ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Л.Л.Пятакова

В ряде работ [1-3 и др.] показано положительное влияние малых добавок силикокальция на уровень ударной вязкости и температуру порога хладноломкости конструкционной стали.

В большинстве работ указанное влияние силикокальция объясняется уменьшением содержания в стали газов (кислорода, водорода) и неметаллических включений (главным образом глинозема), а также изменением состава и строения этих включений [1,2,4].

В процессе исследования влияния малых добавок силикокальция на структуру и свойства низколегированной строительной стали марок ЮР2С1 и 15ХСНД производства Днепровского металлургического завода, кроме указанного воздействия силикокальция, обнаружено существенное его влияние на формирование структуры в процессе вторичной кристаллизации стали, т.е. при распаде переохлажденного аустенита.

Исследованию подвергались сталь ЮР2С1 с добавками силикокальция (2000 г/т) и сталь аналогичного состава без добавок силикокальция. Исследование структуры и свойств стали производилось как в горячекатанном состоянии, так и после различных видов термической обработки.

Добавки силикокальция способствуют (при одних и тех же условиях охлаждения после прокатки металла) получению более равновесной структуры. При введении в сталь силикокальция структура стали состоит из феррита и сорбитообразного перлита. В стали без добавок силикокальция наряду с перлитными участками образуется структура игольчатого троостита и в отдельных объемах даже мартенсита.

Микротвердость отдельных участков мартенситного строения в стали без добавок силикокальция составила около 350-400 единиц в переводе на шкалу Виккерса, в то время как максимальные значения микротвердости отдельных структурных составляющих в стали с добавками силикокальция не превышали 200 единиц.

Получение структуры первого типа сопровождается резким падением ударной вязкости стали при температуре - 40<sup>0</sup>С, по сравнению с

ударной вязкостью стали той же марки, но имеющей структуру второго типа.

Влияние силикокальция на получение при одних и тех же скоростях охлаждения более равновесных структур, т.е. по существу на уменьшение при определенных условиях устойчивости переохлажденного аустенита, наблюдается при нормализации стали из межкритического интервала температур. При этом в стали без добавок силикокальция наблюдается образование участков с неравновесной структурой, что сопровождается получением резко пониженных значений ударной вязкости, особенно при отрицательных температурах испытания.

В стали с добавками силикокальция после нормализации из межкритического интервала температур наблюдается лишь небольшое снижение ударной вязкости по сравнению с этой же характеристикой, полученной после нормализации с 950°C. Соответствующие данные приведены в табл. I.

Т а б л и ц а I

Влияние силикокальция и температуры нагрева при нормализации на ударную вязкость стали 10Г2С1

| № плавки<br>и наличие<br>силикокаль-<br>ция | Ударная вязкость, кгм/см <sup>2</sup> |                            |                       |                            |
|---|---------------------------------------|----------------------------|-----------------------|----------------------------|
|   | При +20°C                             |                            | При -40°C             |                            |
|   | Нормализация<br>950°C                 | Норма-<br>лизация<br>800°C | Нормализация<br>950°C | Норма-<br>лизация<br>800°C |
| I   | 2                                     | 3                          | 4                     | 5                          |
| 13170                                       | 21,2                                  | 5,6                        | 17,3                  | 2,1                        |
| Без SiCa                                    | 21,3                                  | 6,6                        | 17,4                  | 2,1                        |
|   | 22,3                                  | 6,9                        | 13,7                  | 2,5                        |
| 11821                                       | 23,2                                  | 15,0                       | 18,5                  | 4,1                        |
| Без SiCa                                    | 21,0                                  | 17,3                       | 17,0                  | 13,0                       |
|   | 22,3                                  | 10,4                       | 19,0                  | 3,0                        |

| 1      | 2    | 3    | 4    | 5    |
|--------|------|------|------|------|
| И1390  | 25,3 | -    | 20,0 | 18,3 |
| с SiCa | 23,0 | -    | 21,2 | 17,2 |
|        | 24,0 | -    | 22,1 | 17,0 |
| И3734  | 24,2 | 24,3 | 18,2 | 13,5 |
| с SiCa | 24,2 | 25,0 | 20,0 | 16,3 |
|        | 25,8 | 25,2 | 16,8 | 10,3 |

Следует подчеркнуть, что в случае нормализации с температуры  $950^{\circ}\text{C}$  (при испытаниях до температуры  $-40^{\circ}\text{C}$  включительно) ударная вязкость всех исследованных сталей находилась на высоком уровне. Небольшое положительное влияние силикокальция сказывалось лишь при более низких температурах испытания.

Отмеченное выше неблагоприятное влияние снижения температуры нагрева под нормализацию до температуры межкритического интервала на уровень ударной вязкости стали может быть связано с перераспределением углерода между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железом и обогащением аустенита углеродом, что приводит к увеличению прокаливаемости отдельных участков и созданию гетерогенной структуры [5].

Указанное предположение о наличии повышенного содержания углерода в аустените при нагреве стали в интервале температур  $750-800^{\circ}\text{C}$  было косвенно подтверждено при определении зависимости количества остаточного аустенита от температуры нагрева под закалку при промежуточной скорости охлаждения (рис.1). Время выдержки при температуре нагрева равнялось 2 часам.

Благоприятное влияние силикокальция может быть в этом случае связано с его влиянием на уменьшение скорости и степени перераспределения углерода между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железом, снижение содержания углерода в участках аустенита и уменьшение его прокаливаемости. Подтверждением указанного вывода может служить, кроме микроструктур и данных по уровню ударной вязкости стали, сравнение кривых 1 и 2 на рис.1, которое показывает заметное влияние силикокальция на

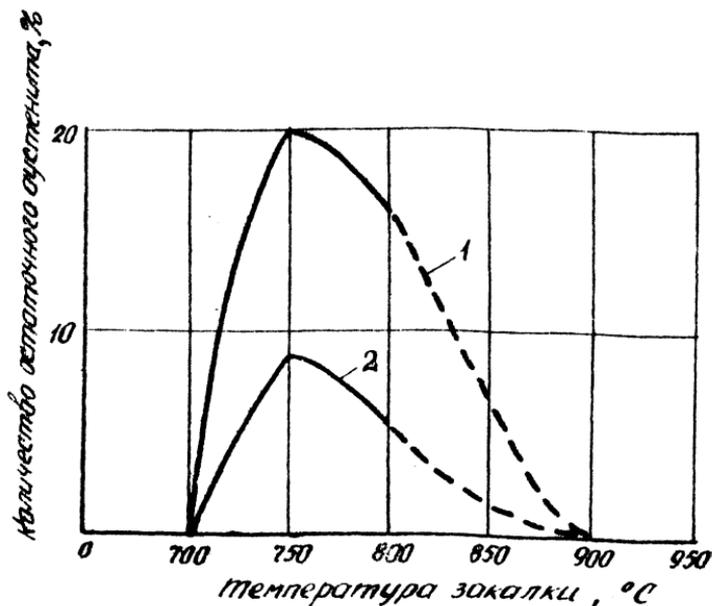


Рис. I

Влияние силикокальция на количество остаточного аустенита в стали 10Г2С1 после закалки с различных температур:

- 1 - сталь без добавок Si Ca  
 2 - сталь с добавками Si Ca .

уменьшение количества остаточного аустенита, определяемое содержанием углерода в участках аустенита стали 10Г2С1.

Нами наблюдалась некоторая тенденция к уменьшению устойчивости аустенита и прокаливаемости и при нагреве стали 10Г2С1 выше температуры  $A_{c3}$ , но она была слабо выражена и практически не отражалась на уровне свойств. Влияние силикокальция на устойчивость переохлажденного аустенита, а через него - на структуру и ударную вязкость, четко выявляется при нагреве и выдержке стали в межкритическом интервале температур или, возможно, при замедленном охлаждении стали в этом интервале температур, например после ее прокатки.

## В ы в о д ы

1. Влияние силикокальция на ударную вязкость низколегированной строительной стали может быть связано с процессами диффузии углерода и его распределением и перераспределением при нагреве и охлаждении стали в области двухфазных структур.

2. Показана возможность влияния силикокальция при ряде режимов термической обработки на уменьшение устойчивости аустенита, что создает условия получения более однородных структур, а отсюда более высокого уровня ударной вязкости стали.

## Л и т е р а т у р а

1. Ю. А. Ш у л ь т е . Неметаллические включения в электро-стали. "Металлургия", 1964.

2. И. Е. С т а р ц е в а , В. Г. М о р о з , Е. А. С у д а - р е в а . Митом, №11, 1966.

3. Л. Л. П я т а к о в а , Л. М. К у з н е ц о в а , В. А. Н и - к и т с к а я . Сб. "Повышение качества сталей и сплавов путем легирования редкими и редкоземельными элементами". Институт проблем литья АН УССР, Киев-Одесса, №2, 1968.

4. С. И. Б е л о к у р о в , Б. Л. Т и м о ф е е в . Биллетень технической информации №1 Трубногo завода им. Карла Либкнехта. Днепронетровск, 1957.

5. Е. М. Ш е в а н д и я . Склонность к хрупкости низколеги-рованных сталей. М., Metallurgizdat, 1953.

## ХРУПКОСТЬ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ НИКЕЛЕМ И МЕДЬЮ

Л.С. Ляхович, И.А. Рижев

Большинство исследователей [1-7 и др.] сходятся в мнении, что добавки никеля снижают склонность стали к хрупкому разрушению. Однако исследования [1-4] выполнены на малоуглеродистых сталях, в то время как в промышленности широко применяются среднеуглеродистые стали. В работе [5] температура перехода стали в хрупкое состояние определялась по арбитражному значению ударной вязкости стали, что не позволяет достаточно точно определить ее критерий хладноломкости. В литературе имеются данные [6] о том, что никель понижает температуру перехода в хрупкое состояние среднеуглеродистой (0,4% С) стали. Наряду с этим имеется мнение [7], что при наличии в стали более 0,33% углерода, никель (до 4,5%) способствует хрупкому разрушению стали и повышает ее критическую температуру хрупкости.

Влияние меди на склонность стали к хрупкому разрушению практически не изучалось, а имеющиеся данные [1, 8] (получены на малоуглеродистых сталях) весьма противоречивы.

В связи с изложенным, в настоящее время нет единого мнения о влиянии добавок никеля, а данные по влиянию меди отсутствуют. Поэтому представляется целесообразным провести изучение влияния этих элементов на ударную вязкость и склонность к хрупкому разрушению среднеуглеродистой стали в тех концентрациях, которые обычно вводятся в конструкционные стали.

В литературе не имеется достаточного количества данных о возникновении хрупкости в стали при непрерывном ее охлаждении после отпуска. Эти сведения позволили бы установить пределы возможного использования быстрого охлаждения после отпуска как средства уменьшения охрупчивания стали при термообработке изделий значительной толщины.

Исследование проводилось на опытных плавках стали 40 с добавками никеля (0,84 и 1,76%) или меди (0,34 и 0,65%). Для предотвращения влияния плавочных характеристик на  $T_K$  стали проводилась фракционная разливка. Прокованные и отожженные заготовки (15x15x180 мм.) выжили от температуры выше  $A_{C3}$  на 30-40<sup>0</sup>С в воду и подвергались

лись отпуску при температурах: 450, 500, 550, 600, 650°C в течение одного часа с последующим охлаждением в масле или с печью (20–30°/ч).

Испытания на ударную вязкость проведены на образцах типа I (ГОСТ 9454–60) при температурах: +20, 0, –20, –40, –60 и –80°C.

Результаты испытаний при +20°C свидетельствуют о том, что ударная вязкость стали 40Н(0,86% Ni) примерно такая же как и стали 40. Но при температурах ниже нуля обнаруживается её меньшая склонность к хрупкому разрушению (рис. I, а). С повышением температуры отпуска наблюдается постепенное увеличение значений ее ударной вязкости. При –20°C и ниже на кривых  $\alpha_H = f(t_{\text{отп}})$  имеет место перегиб, который соответствует температуре отпуска 550°C (рис. I, б).

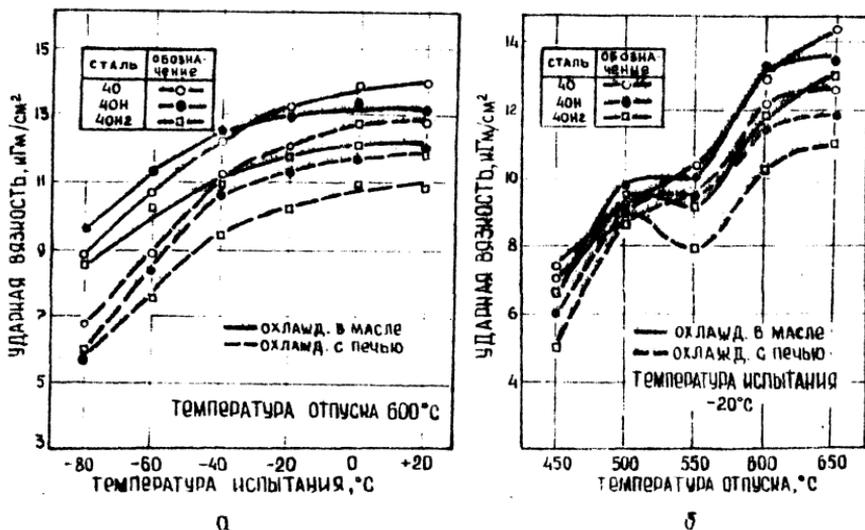


Рис. I. Изменение ударной вязкости никелевых сталей в зависимости от температуры испытания (а) и температуры отпуска (б).

В интервале температур от +20 до –20°C ударная вязкость улучшенной стали 40Н2 (1,76% Ni) несколько ниже, чем у стали 40. Одна-

по ниже  $-20^{\circ}\text{C}$  у стали 40Н2 наблюдается меньшая склонность к хрупкому разрушению, чем у последней (рис. I, а). После отпуска при  $550^{\circ}\text{C}$  на кривых  $\alpha_H = f(t_{отп})$  обнаруживается резкий перегиб (рис. I, б).

Скорость охлаждения после отпуска не оказывает существенного влияния на ударную вязкость никелевых сталей до  $-60^{\circ}\text{C}$ . При более низких температурах значения  $\alpha_H$  стали 40Н снижаются на  $2 \text{ кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$  ( $19,6 \cdot 10^4 \text{ Дж}/\text{м}^2$ ), а стали 40Н2 - на  $4 \text{ кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$  ( $39,2 \cdot 10^4 \text{ Дж}/\text{м}^2$ ) при охлаждении их с печью после высокого ( $600-650^{\circ}\text{C}$ ) отпуска.

Влияние небольших присадок меди на ударную вязкость среднеуглеродистой стали оказывается аналогичным влиянию никеля (рис. I, а и б). Однако перегиб на кривых  $\alpha_H = f(t_{отп})$  у сталей с 0,34% (40Д0,3) и 0,65% (40Д0,6) меди при температуре отпуска  $550^{\circ}$  оказывается более плавным, чем у никелевых сталей. Добавки меди снижают склонность стали к хрупкому разрушению, способствуя сохранению высоких значений ударной вязкости ( $9 \cdot 10 \text{ кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$  или  $88,2 \cdot 98 \cdot 10^4 \text{ Дж}/\text{м}^2$ ) до температуры  $-80^{\circ}\text{C}$ . Ударная вязкость медистых и никелевых сталей практически одинакова, но влияние медленного охлаждения после отпуска в отношении снижения ударной вязкости оказывается меньшим у медистых сталей.

Отсутствие резких перегибов на кривых  $\alpha_H = f(t_{исп})$  изученных сталей (рис. I, а) не позволяет, по имеющимся методикам, с достаточной точностью определить их критические температуры хрупкости ( $T_R$ ). В связи с этим, значения последних определялись с помощью установленной вероятностной зависимости [9] между процентом хрупкой составляющей ( $X$ ) в изломе образцов и ударной вязкостью сталей ( $\alpha_H$ ), которая выражается уравнением:

$$X = 100 \cdot e^{-A \alpha_H^B},$$

где  $A$  и  $B$  - эмпирические коэффициенты, значения которых зависят от химического состава стали и режима ее термической обработки.

Полученные данные свидетельствуют о том, что добавки никеля в изученных количествах уменьшают склонность стали к хрупкому разрушению. После отпуска в интервале температур  $500-650^{\circ}\text{C}$  критическая

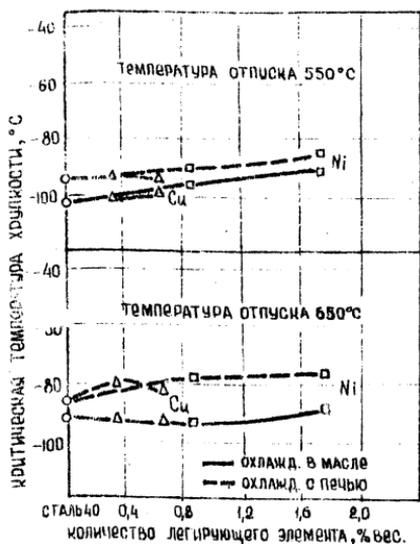


Рис.2. Влияние добавок никеля и меди на критическую температуру хрупкости стали

более высоком (0,65%) содержания меди, а с увеличением температуры отпуска (500–650°C)  $T_K$  стали 40Д0,6 несколько снижается.

Скорость охлаждения после отпуска не оказывает существенного влияния на критическую температуру хрупкости медистых сталей. Повышение  $T_K$  последних в результате медленного охлаждения после отпуска от температуры 650°C оказывается меньшим, чем у никелевых сталей.

### Выводы

Медь по характеру действия на склонность среднеуглеродистой стали к хрупкому разрушению является аналогом никеля и в изученных количествах может быть использована как его заменитель. Добавки никеля и меди не снижают ударной вязкости стали 40 и уменьшают ее склонность к хладноломкости.

температура хрупкости стали 40Н соответствует  $-93 + -98^\circ\text{C}$ . При больших количествах никеля (1,76%)  $T_K$  стали 40Н2 практически не повышается (рис.2).

В результате медленного охлаждения никелевых сталей после отпуска их склонность к хрупкому разрушению увеличивается. Об этом можно судить по повышению  $T_K$  сталей 40Н и 40Н2.

Влияние изученных количеств меди на критическую температуру хрупкости стали оказывается подобным влиянию небольших (0,84%) добавок никеля (рис.2). Независимо от температуры отпуска (450–650°C),  $T_K$  стали 40Д0,3 соответствует  $-90 + -100^\circ\text{C}$ . Не наблюдается существенных изменений в значениях  $T_K$  стали и при

## Л и т е р а т у р а

1. Е. М. Шевандин . Склонность к хрупкости низколегированных сталей. Металлургиздат, 1953.
2. П. Б. Михайлов-Михеев . Тепловая хрупкость стали. Машгиз, 1956.
3. В. А. Делле . Журнал технической физики. Т.24, вып.4, 1954.
4. А. Ргеезе, R.D. Carter. J. Iron an - eel Inst., Т.173, вып.4. 1953.
5. В. Д. Садовский, Н. Ш. Чупракова . Труды ИИФим УФАН СССР, вып.6, Свердловск. 1945.
6. А. П. Гуляев . Митом, №12, 1962.
7. Я. Н. Гольдштейн, Г. А. Чарушникова . Митом, №12, 1962.
8. В. А. Делле . Легированная конструкционная сталь. Металлургиздат, 1953.
9. Л. С. Ляхович, И. А. Рицев . Изв. АН БССР, №4, 1965.

## КРЕМНИЙ И АЛЮМИНИЙ В ПРОБЛЕМЕ ХЛАДНОЛОМКОСТИ СТАЛИ

Л.С.Ляхович, И.А.Рицев

Изучению влияния кремния на хладноломкость стали посвящено очень мало работ, а данные о восприимчивости к отпускной хрупкости чисто кремнистых сталей в литературе отсутствуют. Исследование этого вопроса является важным, так как кремний всегда присутствует в стали.

В работе [1] кремний рассматривается как нейтральный элемент в отношении влияния на отпускную хрупкость стали, а в работе [2] сделан вывод, что этот элемент в количестве до 1,5% повышает температурный запас вязкости стали. Следует заметить, что эти мнения высказаны на основании результатов испытаний на ударную вязкость стали при +20°C, которые не позволяют надежно выявить склонность стали к хрупкому разрушению. При введении в сталь кремния свыше 1,5% наблюдается резкое увеличение ее склонности к охрупчиванию, о чем свидетельствуют результаты работ [2-4].

Влияние алюминия на склонность к хрупкому разрушению изучалось на сложнелегированных сталях, в то время как более точные данные по этому вопросу можно получить на стали, легированной одним элементом.

Из приведенных данных следует, что еще нет единого мнения о склонности к хрупкому разрушению сталей, легированных кремнием в пределах до 1,5%, но повышенные количества этого элемента способствуют охрупчиванию стали. Все данные о влиянии алюминия получены на легированных сталях и необходимы исследования на одинарных алюминиевых сталях с целью выяснения влияния этого элемента на склонность стали к хрупкому разрушению.

Изучение влияния кремния (0,98 и 2,08%) и алюминия (0,53 и 1,09%) проведено на опытных плавках среднеуглеродистой стали (0,4%С), которая находит широкое применение в машиностроении. Прокованные и отожженные заготовки (15 x 15 x 180 мм) закачивались от температуры выше  $A_{C_3}$  на 30-40°C в воду или масло, после чего подвергались отпуску при температурах 450°, 500°, 550°, 600° и 650°C в течение одного часа и затем половина заготовок охлаждалась в масле, а остальные в печи.

Испытания на ударную вязкость проведены на образцах типа I (ГОСТ 9454-60) при температурах: +20, 0, -20, -40, -60 и -80°C.

Ударная вязкость стали 40С при +20°C оказывается несколько выше, чем у стали 40 (отпуск 550-650°C), но при температурах ниже -20°C обнаруживается большая тенденция к снижению значений ударной вязкости (рис.1, а). Независимо от скорости охлаждения после отпуска наблюдается резкое падение значений ударной вязкости кремнистых сталей, отпущенных при температуре 550°C. Большие количества кремния (2,08%) способствуют снижению ударной вязкости стали. Минимальные значения  $\alpha_H$  быстро и медленно охлажденной стали 40С2 наблюдаются после отпуска при 550°C. Влияние медленного охлаждения после отпуска в отношении снижения ударной вязкости кремнистых сталей оказывается существенным при охлаждении их от температур высокого отпуска.

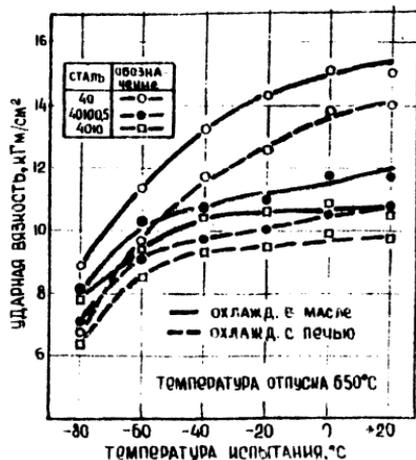
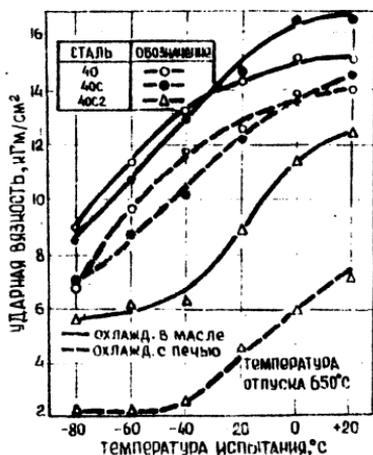


Рис.1

Изменение ударной вязкости стали, легированной кремнием (а) и алюминием (б) в зависимости от температуры испытания.

Добавки алюминия в указанных количествах снижают ударную вязкость среднеуглеродистой стали. После отпуска при 550°C, как и у стали 40, на кривых изменения ударной вязкости алюминиевых сталей в

зависимости от температуры отпуска наблюдается перегиб. Обе алюминиевые стали (40Ю0,5 и 40Ю), отпущенные при 600–650°C, имеют примерно одинаковую ударную вязкость. Однако после отпуска при 450–550°C значения  $\sigma_H$  стали 40Ю ниже, чем стали 40Ю0,5. Серийные испытания позволяют выявить весьма плавное снижение ударной вязкости стали, легированной алюминием, но после высокого отпуска (650°C) при -60°C обнаруживается резкое падение ее ударной вязкости. Медленное охлаждение после отпуска не оказывает существенного влияния на  $\sigma_H$  сталей 40Ю0,5 и 40Ю (рис.1, б).

Существующие методики оценки склонности стали к хрупкому разрушению не позволяют с достаточной точностью определить критические температуры хрупкости  $T_K$  изученных сталей, так как с понижением температуры испытания их значения  $\sigma_H$  снижаются плавно. В связи с этим значения  $T_K$  определялись с помощью установленной вероятностной зависимости между ударной вязкостью стали и процентом хрупкой составляющей в изломе образцов [5] .

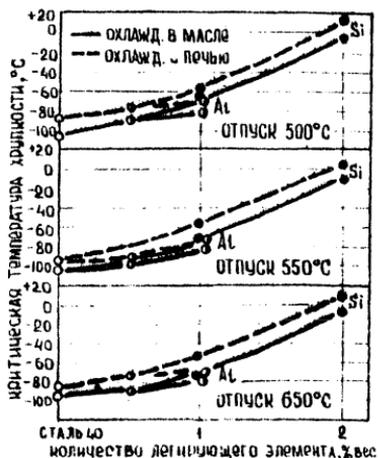


Рис.2 .

Влияние добавок кремния и алюминия на критическую температуру хрупкости стали.

Независимо от температуры отпуска повышение  $T_K$  стали 40C2 остается постоянным (15+16°C). Наибольшая разница в значениях  $T_K$  стали 40C

Полученные данные свидетельствуют о том, что кремний в изученных количествах увеличивает восприимчивость стали к охрупчиванию (рис.2). Критические температуры стали 40C выше, чем у нелегированной. Наиболее высокое ее значение (-66°C) наблюдается после отпуска при 500°C. С увеличением температуры отпуска  $T_K$  стали 40C снижается до -72+ -80°C. Аналогичным оказывается влияние и больших количеств (2,08%) кремния, но в этом случае  $T_K$  стали 40C2 соответствует -10+ -6°C (отпуск 500–650°C). Охлаждение этих сталей после отпуска с печью сопровождается увеличением их склонности к хрупкому разрушению.

(23°C) наблюдается после медленного ее охлаждения от температуры отпуска 600°C.

По сравнению с нелегированной сталью добавки алюминия в количестве 0,53% (40Ю,5) способствуют повышению критической температуры хрупкости. После отпуска в интервале температур 500–650°C  $T_K$  стали 40Ю,5, охлажденной после отпуска в масле, соответствуют критическим температурам хрупкости стали 40, охлажденной от указанных температур с печью. Восприимчивость стали к охрупчиванию возрастает с увеличением в ней содержания алюминия до 1,09% (40Ю). Указанные добавки алюминия в большей мере (на 33°C) повышают  $T_K$  стали по сравнению с таким же количеством (0,98%) кремния (отпуск 450°C). Отпуск в интервале температур 450–500°C сопровождается резким снижением (до -80°C)  $T_K$  стали 40Ю. После отпуска при 500–650°C положение  $T_K$  практически не изменяется, хотя и наблюдается тенденция к повышению этого критерия (рис.2).

В результате медленного охлаждения алюминиевых сталей после отпуска большее повышение  $T_K$  наблюдается у стали 40Ю,5.  $T_K$  стали 40Ю, медленно охлажденной от температур 550–650°C, практически не повышается. Максимально высокое значение  $T_K$  (-40°C) этой стали соответствует температуре отпуска 450°C.

## В ы в о д ы

Кремний и алюминий увеличивают склонность стали к хрупкому разрушению и снижают ее ударную вязкость. Резкое падение значений  $A_H$  кремнистых сталей наблюдается после отпуска при 550°C.

У сталей с добавками алюминия, при указанной температуре, на кривых  $A_H = f(t_{отп})$  отмечается прогиб. Добавки кремния оказывают менее благоприятное влияние на  $T_K$  стали, чем изученные количества алюминия.

Скорость охлаждения после отпуска оказывает большее влияние на ударную вязкость и  $T_K$  кремнистых сталей, чем на те же характеристики стали, легированной алюминием.

## Л и т е р а т у р а

1. А. С. З а в њ я л о в . К теории легирования и термической обработки стали. ДНИИ НКТП. Свердловск, 1943.
2. В. А. Д е л л е . Легированная конструкционная сталь. Металлургиздат, 1953.
3. В. А. С а д о в с к и й , Н. П. Ч у п р а к о в а . Труды ИМФМ УФАИ СССР, вып.6, Свердловск, 1945.
4. В. С. Т о м с и н с к и й , И. В. П а и с о в . Изв. вузов - "Черная металлургия", №II, 1964.
5. Л. С. Л я х о в и ч , И. А. Р и щ е в . Изв. АН БССР, №4, 1965.

## СВОЙСТВА ЧУГУНА ПОСЛЕ ВИБРАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Б.И.Краевой

В работах [1-3] показано, что вибрации звуковой и ультразвуковой частот оказывают положительный эффект на процесс кристаллизации высокопрочного чугуна. Поскольку проведенные опыты были осуществлены в особых условиях охлаждения, возникла необходимость изучения эффекта воздействия упругих колебаний при затвердевании отливки в условиях, приближающихся к реальным. В настоящей работе излагаются результаты исследований влияния низкочастотных вибраций на структуру и свойства обычного и магниевого чугуна при заливке в земляную и металлическую формы.

Опыты проводились с чугуном состава 3,5-3,7% углерода, 2,6-2,8% кремния, 0,4-0,5% марганца, до 0,04 и 0,02-0,04% фосфора и серы соответственно. Чугун выплавлялся в индукционной печи с кварцевым тиглем. Модифицирование сплава проводилось в ковше при температуре жидкого металла 1450-1480°C. В качестве модификатора использовалась лигатура Fe - Si - Mg с содержанием магния около 15%. При заливке в землю количество вводимого модификатора изменялось в пределах от 0,25 до 0,50%, а при заливке в кокиль - от 0,1 до 0,25%. Последующая дополнительная обработка расплава ферросилицием не производилась.

Вибрации земляной или металлической формы, закрепленной на вибрационной площадке, осуществлялись эксцентриковым вибратором типа И-116 мощностью 1 квт. Частота вибрации равнялась 230 гц, а амплитуда колебаний составляла 0,3-0,8 мм. Режим обработки чугуна вибрациями предусматривал получение максимальных структурных изменений, поэтому вибрирование формы с кристаллизующимся расплавом проводилось с момента заливки металла в форму до конца затвердевания отливки. Одновременно производилась заливка аналогичных образцов чугуна без применения вибрации.

При заливке в землю вибрационной обработке подвергались цилиндрические отливки диаметром 30 мм и тrefовидные четырехлепестковые заготовки с диаметром лепестка 28 мм. Высота отливок составляла 150 мм, вес - около 0,5 и 3,0 кг соответственно. В пределах исследованных концентраций вводимого магния /0,25-0,5%/ литые ци-

цилиндрические образцы диаметром 30 мм благодаря модифицированию имели во всех случаях структуру половинчатого чугуна. Под воздействием вибраций склонность к отбелу уменьшалась незначительно. Эффект вибрации наблюдался наибольшим в нижних сечениях отливки, в местах, наиболее близко расположенных к месту крепления вибратора на вибрационной площадке. Полностью же ликвидировать отбел по всему объему подобных отливок после их вибрационной обработки не удается, поэтому механические свойства литых цилиндрических образцов не исследовались.

Механические свойства литого чугуна обычного и модифицированного различным количеством магния и залитого в землю с применением и без применения вибраций изучались на образцах, вырезанных из трещиноватых отливок. Исследования показали, что предел прочности на разрыв и твердость чугуна, отлитого с применением вибрации несколько ниже, чем у чугуна, отлитого без вибрации при всех условиях модифицирования. С увеличением добавки магния предел прочности в чугунах, полученных с применением и без применения вибрации, растет и достигает максимальных значений ( $\sigma_B = 60 \text{ кг/мм}^2$  - с применением вибрации и  $\sigma_B = 63 \text{ кг/мм}^2$  - без нее) при вводе магния в пределах 0,3-0,4%. Изменение твердости чугуна имеет характер аналогичный изменению прочности, т.е. при увеличении добавок модификатора твердость растет непрерывно, но более интенсивно - при добавках до 0,3%. При 0,3 и 0,4% магния она сохраняется без изменений, достигая значений HB 230 и 235  $\text{кг/мм}^2$  соответственно для чугуна после вибрационной обработки и без нее.

Указанные изменения свойств находятся в соответствии с характером изменения структуры чугуна от применения вибраций и количества вводимого магния. Микроструктурные исследования показали, что вибрации не вносят заметных изменений в структуру обычного и магниевого чугуна и лишь несколько увеличивают количество свободного феррита. Добавки магния изменяют форму графита на шаровидную, что и отражается резко на свойствах чугуна. При 0,5% магния в структуре чугуна, отлитого без вибрации и с применением вибраций, отмечается появление некоторого количества эвтектического цементита, в связи с чем наблюдается некоторое падение прочности и повышение твердости литого чугуна.

Относительно слабое влияние вибраций при кристаллизации чугуна в земляной форме следует объяснить тем, что упругие колебания не могут эффективно передаваться материалом формы от вибратора в расплав. Очевидно, формовочная смесь в значительной степени "гасит" энергию упругих колебаний и снижает, таким образом, эффективность воздействия вибраций на формирование структуры чугуна. Однако в результате вибрационной обработки улучшается ряд технологических свойств чугуна. Вибрации повышают жидкотекучесть и способствуют, таким образом, лучшему заполнению литейной формы. Исследование строения отливок показало, что вибрации способствуют получению более плотных отливок, в них отсутствуют газовые раковины, а усадочная раковина получается более сосредоточенной.

При литье в металлическую форму вибрированию подвергались цилиндрические отливки, диаметр которых изменялся по высоте последовательно от 20 к 50 и 80 мм. При этом общая высота такой отливки составляла 150 мм, а вес около 3,0 кг. В опытах применялись различные технологические варианты получения отливок, которые определялись количеством вводимого модификатора и скоростью охлаждения отливки. Последняя изменялась толщиной стенки кокиля /20 и 25 мм/ и температурой его подогрева /80-100°C/.

Изучение микроструктур опытных отливок показало, что вибрации обычного и модифицированного магнием чугуна способствуют ускорению процессов графитизации при кристаллизации чугуна, измельчают количество и размер графитовых включений. Эффект от вибрации чугуна в металлической форме обусловлен скоростью охлаждения расплава в период его кристаллизации, а также количеством вводимого модификатора.

В безмагневом чугуне при обычных условиях заливки образуется структура серого чугуна с феррито-перлитной металлической основой. На поверхности отливок обычно наблюдался отбеленный слой глубиной от 4 до 7 мм, толщина которого в результате вибрации уменьшалась до 1-2 мм. Вибрационная обработка способствует увеличению структурно свободного феррита и вызывает значительные изменения в характере распределения графита в металлической основе серого чугуна. Так, при охлаждении расплава без вибрации в структуре преобладает междендритная форма мелкопластинчатого графита, образование которого обусловлено условиями ускоренного охлаждения в металлической форме.

Под воздействием вибраций чугун кристаллизуется с меньшим переохлаждением [1], поэтому размеры частиц пластинчатого графита заметно увеличиваются.

При добавке 0,1- 0,15% магния отливки имеют структуру половинчатого чугуна со смешанной формой графита. Степень отбела изменилась по сечению и была максимальной у поверхности отливки.

При 0,2-0,25% магния образуется полностью шаровидная форма выделений графита и заметно увеличивается количество ледобурита по всему сечению отливок. Вибрации ускоряют процессы графитизации при кристаллизации чугуна, однако достичь полного устранения отбела чугуна при данных условиях опытов не представлялось возможным. Во всех случаях эффект вибрации на процесс графитизации наблюдался максимальным в центральных зонах и был минимальным у поверхности отливки.

Макро- и микроисследованиями было установлено, что воздействие вибрации на процесс графитизации чугуна при кристаллизации его в кокиле является неодинаковым по высоте ступенчатой отливки. Так, в сечении диаметром 20 мм при обычных условиях заливки вследствие быстрого охлаждения образуется структура белого чугуна со столбчатым строением по всему сечению. После вибрационной обработки наблюдается также структура белого чугуна, но уже с беспорядочной ориентацией измельченных кристаллов ледобурита. В сечении отливок диаметром 50 мм упругие колебания оказывают воздействие на процесс графитизации при кристаллизации чугуна, вследствие чего уменьшается степень отбела отливок, увеличивается количество выделений графита и уменьшается их размер. Еще в большей мере эффект вибрации проявляется в сечении отливки диаметром 80 мм. Воздействие вибраций на процесс кристаллизации отливок усиливается с уменьшением толщины стенки кокиля и повышением температуры его подогрева. Это следует объяснить различной скоростью охлаждения отливок, а следовательно, изменением времени воздействия упругих колебаний на кристаллизующий расплав. При кристаллизации чугуна с меньшей скоростью охлаждения уменьшается степень его переохлаждения, что также оказывает влияние на степень отбела чугуна. Следует отметить, что выявление эффекта от вибрации при литье в металлическую форму усложняется тем, что структура чугуна, вследствие быстрого отвода тепла через стенки формы, получается неоднородной по сечению отливки. Поэтому эффект воздействия вибраций определялся методом сравнения микроструктур и

твердости обоих видов чугуна в местах, равноудаленных от поверхности отливки.

В соответствии со структурными изменениями литого чугуна обычного и залитого в условиях вибраций изменяется и его твердость (рис. I). Благодаря стабилизирующему действию прирадок магния твердость обоих видов чугуна интенсивно возрастает по мере увеличения

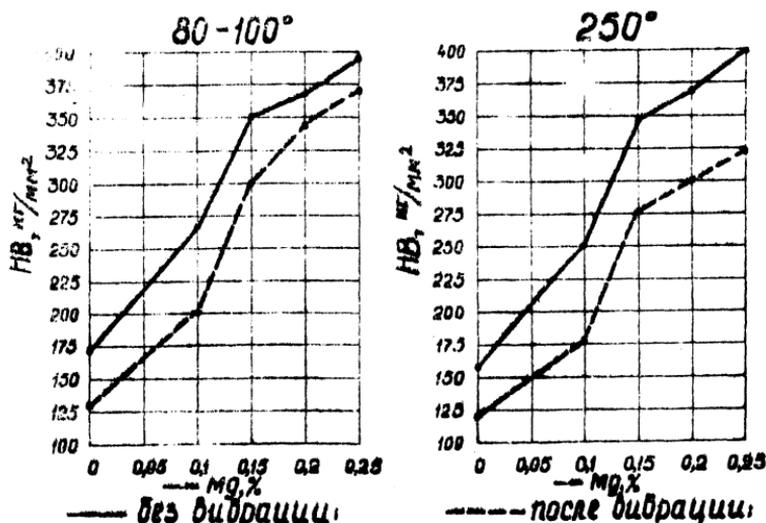


Рис. I

Твердость литого чугуна, залитого в кокиль с толщиной стенки 20 мм и температурой подгрева 80-100 и 250°C

количества вводимого модификатора. Вибрационная обработка уменьшает степень отбела чугуна, увеличивает в его структуре количество свободного феррита и вызывает, таким образом, снижение твердости отливок. Изменение твердости литого чугуна при всех принятых технологических вариантах затвердевания отливок в кокиле имеет характер, аналогичный рассмотренному выше, и отличается только абсолютными значениями твердости в каждом отдельном случае.

Отливки магниевого чугуна с шаровидной формой графита подвергались отжигу на феррит по ступенчатому режиму с выдержкой при 950 и 720°C. Исследования механических свойств отожженного чугуна показали, что при заливке в вибрирующие металлические формы увеличивается предел прочности на разрыв и относительное удлинение, а твердость сохраняется прежней по сравнению с чугуном, кристаллизовавшимся в обычных условиях.

## В ы в о д ы

В результате проведенных исследований показано, что в земляной форме, несмотря на относительно небольшую скорость охлаждения отливки, вибрации оказывают слабое влияние на процесс кристаллизации чугуна и его свойства, ввиду недостаточной упругости материала формы. При заливке в шкиль вибрации способствуют значительному ускорению процесса графитизации при кристаллизации чугуна, однако ввиду слишком высокой скорости затвердевания отливок достичь полного устранения отбела высокопрочного чугуна не удается. Это, по-видимому, связано с недостаточным временем воздействия вибраций на расплав и увеличением степени переохлаждения при кристаллизации чугуна с большей скоростью охлаждения. Вибрации улучшают ряд технологических свойств чугуна, повышают механические свойства чугуна с шаровидной формой графита.

## Л и т е р а т у р а

1. Ю. В. Горев, Л. А. Шевчук. "Литейное производство". №5, 1961.

2. К. В. Горев, В. И. Краевой. Сб. научных трудов физико-технического института АН БССР, вып.7, 1961.

3. К. В. Горев, Л. Н. Белозерский. Сб. "Теплофизика в литейном производстве", Минск, 1967.

К ВЛИЯНИЮ ТОЛЩИНЫ СТЕНКИ ОТЛИВКИ НА  
ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА

Б.В.Бабушкин

Известно, что прочностные свойства отливок из серого чугуна в сильной степени зависят (при прочих равных условиях) от скорости охлаждения. В связи с этим следует ожидать неодинаковых механических свойств по толщине стенки отливки. При определении остаточных напряжений в отливках типа шкива [1] методом разрезки получают более высокие значения по сравнению с методом нагружения, что объяснялось неизбежной концентрацией напряжений в местах надрезов. Последнее обстоятельство обуславливает разрыв спицы при значении площади сечения большей, чем если бы концентраторы напряжений отсутствовали.

Однако, помимо влияния надрезов, завышение значений остаточных напряжений при их определении методом разрезки может объясняться различием величины предела прочности поверхностного слоя шкива и сердцевины.

Действительно, расчетная формула для вычисления остаточных напряжений по этой методике имеет вид [1]:

$$\sigma = \frac{f}{F} \sigma_B,$$

где  $\sigma$  - остаточные напряжения в элементе, кг/мм<sup>2</sup> ;

$f$  - площадь разрыва, мм<sup>2</sup> ;

$F$  - площадь элемента, мм<sup>2</sup> ;

$\sigma_B$  - предел прочности материала при растяжении, кг/мм<sup>2</sup> .

Величина  $\sigma_B$ , определяемая на испытательных машинах, является средним значением для всего сечения образца.

При последовательной разрезке место разрыва спицы располагается в сердцевине и ее предел прочности при растяжении может быть меньше среднего значения  $\sigma_B$ . Поэтому подстановка  $\sigma_B$  в формулу приводит в этом случае к завышению значений вычисляемых остаточных напряжений.

Для оценки влияния различия пределов прочности поверхностного слоя и сердцевины на величину вычисляемых методом разрезки остаточных напряжений были поставлены специальные эксперименты с целью

определения величин этих пределов прочности.

Эскиз формы для отливки образцов приведен на рис. I, а, размеры образцов - на рис. I, б. Заливка всех образцов производилась из ковша одной плавки в сухую песчано-глинистую форму.

Химический состав чугуна:

3,27% С; 2,33% Si; 0,91% Mn;

0,11% S; 0,16% P.

Чугун выплавлялся в высокочастотной индукционной печи.

Для определения предела прочности при растяжении в зависимости от толщины образцов по оси образцов высверливались отверстия диаметром 10, 15, 20 мм. Испытания проводились на разрывной машине. Результаты экспериментов сведены в таблицу.

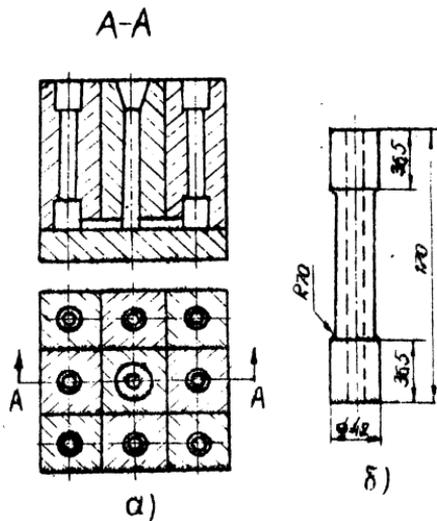


Рис. I

Схема экспериментальной формы и эскиз образца

Т а б л и ц а

Влияние толщины образцов на предел прочности чугуна

| № образца | Наружный диаметр, мм | Внутренний диаметр, мм | Разрушающая нагрузка, кг | $\sigma_{B,2}$ кг/мм <sup>2</sup> | Среднее значение $\sigma_{B,2}$ кг/мм <sup>2</sup> |
|-----------|----------------------|------------------------|--------------------------|-----------------------------------|--|
| I         | 2                    | 3                      | 4                        | 5                                 | 6  |
| I         | 30,5                 | 19,1                   | 9860                     | 22,2                              |  |

| I | 2    | 3    | 4     | 5    | 6    |
|---|------|------|-------|------|------|
| 2 | 30,3 | 19,1 | 9400  | 21,7 | 21,1 |
| 3 | 30,3 | 19,0 | 8920  | 20,5 |      |
| 1 | 30,8 | 15,5 | 10950 | 19,7 |      |
| 2 | 30,3 | 15,7 | 12800 | 23,3 |      |
| 3 | 30,5 | 15,8 | 12200 | 22,9 | 23,1 |
| 4 | 30,6 | 15,8 | 12500 | 23,2 |      |
| 1 | 29,7 | 10   | 12500 | 20,4 |      |
| 2 | 30,3 | 10   | 15000 | 23,4 | 22,4 |
| 3 | 30,2 | 10   | 14200 | 22,3 |      |
| 4 | 30,6 | 10   | 15600 | 23,7 |      |

Из таблицы видно, что предел прочности чугуна при заливке в сухие песчано-глинистые формы мало зависит от толщины стенки отливки (разница между крайними значениями составляет 8-9%).

Такую величину следует считать весьма малой и соответствующей ошибке определения предела прочности при растяжении чугуна.

Таким образом, завышение значений остаточных напряжений при их определении методом разрезки, главным образом, объясняется концентрацией напряжений в местах надрезов. Отметим, что в случае заливки шкива в сырые формы влияние разницы  $\sigma_0$  по толщине сечения может быть значительней, что несомненно скажется и на точности определения остаточных напряжений по указанной методике.

#### Л и т е р а т у р а

Г. Б. В. Б а б у ш к и н . К определению остаточных напряжений в отливках. Сб. трудов конференции БПИ. Минск, 1968.

## МЕХАНИЗМ КАВИТАЦИОННОЙ ЭРОЗИИ ВТУЛКИ ЦИЛИНДРА БЫСТРОХОДНЫХ ДИЗЕЛЕЙ

М. М. Аббачаров

Кавитационное разрушение внешней водоохлаждаемой поверхности втулки цилиндра дизелей было впервые обнаружено в 40-х годах нашего

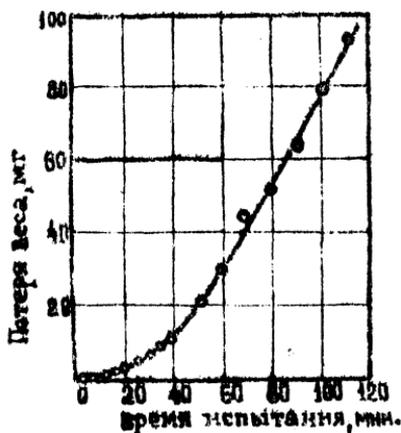


Рис. I

Зависимость потерь веса от времени испытания

отражает качественную сторону явления. В опубликованных работах такая закономерность объясняется исключительно из соображений механического влияния кавитации. На самом же деле, как известно, кавитация сопровождается большим числом явлений: гидравлическими, тепловыми ударами в локальных объемах, электрическими разрядами, электрохимическими и электрогидравлическими явлениями [1-4]. Из-за сложности этого процесса весьма трудно определить, какой из этих факторов оказывает наибольшее влияние на различных этапах разрушения.

С целью определения качественного влияния кавитации на характер разрушения чугуна были проведены следующие испытания.

столетия [1,2]. С тех пор проведено много исследований по выяснению причин этого разрушения и поиску методов защиты от него. Однако до настоящего времени нет ясного представления о механизме разрушения внешней водоохлаждаемой поверхности втулок цилиндра. В данной статье излагаются результаты экспериментальных исследований в этом направлении. Проведенными исследованиями установлена зависимость потери веса материала от времени воздействия кавитации, представленная на рис. I.

Эта кривая совпадает с ранее описанной в других работах [4] и определяет только количественную зависимость потери  $F$  образцов от времени испытания, но не

Образцы из гильзового чугуна СЧ 20-48 с искусственными очагами разрушения (являющимися, оставшимися после токарной обработки на поверхности образцов) подвергались испытаниям на магнитострикционном вибраторе при частоте 17,1 кгц, амплитуде 14 мк, в водопроводной воде. Температура воды поддерживалась постоянной  $50 \pm 1^{\circ}\text{C}$  при помощи автоматического терморегулятора. После испытания на магнитострикционном вибраторе через 1 мин., 2,5, 13, 20, 30, 60, 120 мин. в темном поле металломикроскопа МИМ-7 изучалось изменение формы, размеров, глубины состояния поверхности наблюдаемых очагов разрушения. За 1 минуту испытания поверхность образцов местами покрылась окисной пленкой светло-желтого цвета. Дно раковины стало чистым, светлым и не отчетливо видны включения графита. Глубина очага "а" (рис.2, а) за это время испытания увеличилась до 20 мк (исходная глубина 10 мк).

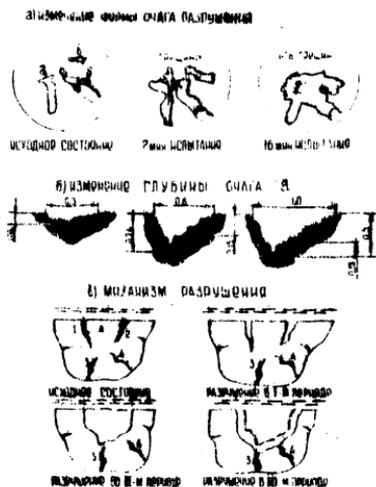


Рис.2

Механизм кавитационного разрушения серого чугуна

Дальнейшее увеличение времени испытания (13 мин) приводит к постепенному слиянию очагов 1 и 2. У места соединения их (головка) образовалась общая, глубоко идущая штольня, на дне которой отчетливо видны трещины. Потери веса составили 2,9 мг. Послед-

няя стадия разрушения (30 мин) приводит к образованию общей штольны, идущей насквозь образца. Потери веса составили 10,5 мг.

дующее кавитационное воздействие привело к полному слиянию наблюдаемых очагов в одну крупную раковину.

Основываясь на результатах эксперимента, разрушение водослаждаемой поверхности чугуновой втулки цилиндра быстроходных дизелей можно представить следующим образом. В начальный период от гидравлических ударов и промывающего действия воды происходит избирательное разрушение графитных включений, выходящих на поверхность (включения 1 и 2 на рис.2, в). При этом, ввиду незначительности удельного веса графита ( $2,25 \text{ г/см}^3$ ), потеря веса образца не обнаруживается, чем и объясняется наличие инкубационного периода у чугуна.

Ввиду малой длительности контакта жидкости с поверхностью металла в инкубационном периоде коррозионные явления не получают заметного развития и разрушение чугуна в этом периоде практически происходит из-за механического воздействия жидкости. В результате разрушения графитных включений 1 и 2, на рассматриваемом нами примере, участок металлической основы "А" оказывается подрезанным с обеих сторон. Под влиянием интенсивных гидравлических ударов и расклинивающего действия воды, которая при прямой амплитуде колебаний стенки втулки цилиндра вдавливается в микротрещины, участок металлической основы "А" будет выколот (срезан). Это приведет к образованию язвинки на разрушаемой поверхности. Большое количество подобных явлений вызывает заметную потерю веса, что и обнаруживается во втором периоде. Формирование язвенок (сыпи) увеличивает поверхность соприкосновения жидкости со втулкой и способствует развитию коррозии. Коррозионные процессы ускоряются также химическими явлениями: сопровождающими кавитацию. Кавитация вызывает местное повышение температуры и давления. В гетерогенных системах (мы имеем дело именно с гетерогенной системой газ-жидкость) скорость химических реакций резко возрастает с увеличением температуры и давления [4]. Таким образом, можно предположить, что в результате механического и химического воздействий в третьем периоде произойдет разрушение чугуна на поверхности образовавшейся язвинки на какую-то величину  $\delta$ . При этом оголятся нижележащие графитные включения 3 и 4 и процесс разрушения повторится снова, что вызовет расширение язвинки каквширь, так и вглубь. Но развитие вглубь будет протекать более интенсивно, чемвширь. При длительном кавитационном воздействии в условиях эксплуатации развитие язвинки вглубь может протекать до

тех пор, пока втулка цилиндра не окажется пораженной насквозь, что неоднократно обнаруживалось экспериментально [2] .

### В ы в о д ы

Кавитационная стойкость втулки цилиндра будет тем выше, чем больше её коррозионная стойкость и механическая прочность. Увеличение только коррозионной стойкости [6] или только механической прочности [7] различными методами не дало заметного эффекта. Лишь только в том случае, когда поверхность втулки была защищена слоем, обеспечивающим высокую коррозионную стойкость и высокое сопротивление скалыванию (хромирование) [4] , было достигнуто значительное повышение сопротивления водоохлаждаемой поверхности втулки цилиндра кавитационному разрушению.

Из результатов изучения механизма кавитационной эрозии чугунов вытекает, что повышение сопротивления водоохлаждаемой поверхности втулок цилиндров этому влиянию следует добиваться созданием поверхностных плотных покрытий, ликвидирующих природные очаги и разрушения - графит, и обладающих одновременно высокими механическими и антикоррозионными свойствами.

### Л и т е р а т у р а

1. Н. Н. И в а н ч е н к о . Труды ЦНИДИ. №20, 1952.
2. Н. Н. И в а н ч е н к о . Труды ЦНИДИ. №23, 1952.
3. А. А. С к у р и д и н . НИИ ИНФОРМАТМАШ. Двигатели внутреннего сгорания. 1962.
4. И. Н. Б о г а ч е в , Р. И. М и н ц . Кавитационное разрушение железо-углеродистых сплавов. 1959.
5. Л. А. Г л и к м а н . Коррозионно-механическая прочность сплавов. 1955.
6. А. С. В о л к о в , М. С. С м и р н о в . "Вестник машиностроения" №11, 1956.
7. А. Д. М о и с е е в . "Вестник машиностроения" №4, 1954.

## ВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА КАВИТАЦИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СЕРОГО ЧУГУНА

Л.Г.Ворошнин, М.М.Абачараев, Г.Ф.Протасевич

Необходимость повышения кавитационной стойкости чугуна возникла в связи с тем, что скорость разрушения втулок цилиндров быстроходных дизелей с внешней водоохлаждаемой стороны в 5-10 раз превосходит скорость их истирания с внутренней стороны.

В различных работах было изучено влияние азотирования [1-4], цинкования [1,5,7], покрытия лаками [6], гальванического хромирования [1,7] втулок цилиндров на сопротивление их кавитационному разрушению. Ни один из вышеуказанных способов, кроме гальванического хромирования, не привел к заметному повышению кавитационной стойкости чугуна. Поэтому проблема изыскания эффективного способа повышения кавитационной стойкости чугунных втулок цилиндров быстроходных дизелей не утратила своей остроты.

Ниже приводятся результаты исследования влияния различных диффузионных покрытий на кавитационную стойкость гильзового чугуна. Образцы из гильзового чугуна завода "Диздизель" диаметром 30 мм и толщиной 3 мм перед испытаниями на кавитационную стойкость были подвергнуты борированию, силицированию и хромосилицированию. Режимы химико-термической обработки приведены в табл.1.

Т а б л и ц а 1

Режимы химико-термической обработки образцов  
из гильзового чугуна марки СЧ28-48

| № пп | Способ упрочнения      | Состав расплава  | Температура процесса, °С | Время насыщения, час. |
|------|------------------------|--|--------------------------|-----------------------|
| 1    | 2                      | 3  | 4                        | 5                     |
| 1    | Жидкостное борирование | 70% $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ +<br>+30% $\text{B}_4\text{C}$ | 950                      | 6                     |

| 1 | 2  | 3   | 4    | 5 |
|---|--|---|------|---|
| 2 | Жидкое покрытие  | 70% $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ +<br>+30% $\text{SiC}$                              | 950  | 6 |
| 3 | Силицирование  | 70%(70% $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ +<br>+30% $\text{SiC}$ ) + 30% $\text{NaCl}$            | 950  | 6 |
| 3 | Электролитное хромо-силицирование (плотность тока электролиза 0,2-0,3а/см <sup>2</sup> ) | 75% $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ +<br>+ 15% $\text{Cr}_2\text{O}_3$ +<br>+ 10% $\text{NaCl}$ | 1070 | 4 |

После обработки по первому варианту был получен боридный слой толщиной 160-170 мк (толщина сплошного слоя боридов составляла 80-90 мк). При борировании в расплаве бора с карбидом кремния (обработка по 2-му варианту) толщина диффузионного слоя не превышала 60-70 мк, причем иголки боридов были разоблены участками кремнистого феррита и не образовывали сплошного слоя. Силицирование по указанному в табл. I режиму не привело к образованию слоя  $\alpha$ -фазы заметной толщины, происходило лишь легирование поверхности чугуна кремнием - без  $\gamma$ - $\alpha$  перекристаллизации. Очень тонкие прослойки кремнистого феррита наблюдались по границам бывших аустенитных зерен. При хромосилицировании на поверхности чугуна образовался ровный карбидный слой толщиной 25-30 мк.

Испытания на кавитационную стойкость проводились на установке ЦНИИ, основой которой является магнитострикционный генератор УЗМ-1,5, при следующих условиях:

1. Частота колебаний -  $19,5 \pm 0,2$  кгц
2. Амплитуда колебаний -  $13 \pm 1$  мк
3. Температура воды -  $55^\circ\text{C}$

Полученные результаты приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2

Результаты кавитационных испытаний образцов из гильзового чугуна СЧ 28-42, подвергнутых различным видам химико-термической обработки

| № пп | Вид упрочнения                                 | Вес образца до испытания, г | Потеря веса за время испытаний, г |         |         |          |
|------|--|-----------------------------|-----------------------------------|---------|---------|----------|
|      |  |                             | 30 мин.                           | 60 мин. | 90 мин. | 120 мин. |
| I    | Исходный (структура: П+Г+фосфидная эвтектика)  | 25,8064                     | 0,0264                            | 0,0644  | 0,1189  | -        |
| 2    | Борирование в расплаве буры с карбидом бора    | 27,0758                     | 0,0408                            | 0,1478  | -       | -        |
| 3    | Борирование в расплаве буры с карбидом кремния | 26,1550                     | 0,1096                            | -       | -       | -        |
| 4    | Силицирование                                  | 26,8725                     | 0,0146                            | 0,0223  | 0,0388  | 0,0666   |
| 5    | Хромосилицирование                             | 27,7122                     | 0,0186                            | 0,0374  | 0,0628  | 0,0913   |

Из приведенных данных видно, что борирование не повышает кавитационной стойкости чугуна. Напротив, скорость разрушения увеличивается. Изучение поверхности образцов после испытания показывает, что разрушение боридного слоя происходит крупно. По всему полю образца видны крупные очаги разрушения, простирающиеся на всю глубину боридного слоя. Подобный характер разрушения, по-видимому, обусловлен значительной хрупкостью боридов железа и недостаточной прочностью связи боридного слоя с основой чугуна. В процессе испытаний уже после 30 мин. на поверхности борированных образцов обра-

повязалась желто-коричневая пленка окислов. Аналогичные результаты были получены и при испытании борированных образцов, обработанных по 2-му варианту (см. табл. I). Значительно лучшие результаты были получены при испытании силицированных и хромосилицированных образцов. Состояние поверхности даже в случае испытания в течение 120 мин. было более удовлетворительным, чем на исходных образцах после 90-минутного испытания. Потеря веса после 90-минутного испытания на силицированных образцах была в 3,0 раза, а на хромосилицированных - в 2 раза ниже, чем на исходных. Сколы карбидного слоя хромосилицированных образцов на отдельных участках имели место после испытания в течение 90 мин. и выше. Кавитационное разрушение имело место только в местах сколов карбидного слоя. На силицированных образцах разрушение происходило более равномерно.

В процессе испытаний хромосилицированные образцы практически не окислялись.

Дальнейшие исследования были направлены на изыскание оптимальных режимов силицирования и хромосилицирования. Исследовано 10 различных составов расплавов для силицирования. Температура насыщения варьировалась от 950 до 1050°C, время насыщения - от 2 до 6 час. Однако заметно повысить кавитационную стойкость по сравнению с первоначально полученным результатом (см. табл. 2) не удалось. После обработки по оптимальному режиму:  $t = 1000^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 4$  часа, расплав: 15% SiC + 85% [80%  $\text{Na}_2\text{SiO}_3$  + 20% NaCl] потеря веса за 2 часа испытаний составила 0,06 г. Указанная закономерность объясняется тем, что силицирование не изменяет формы, расположения и размеров графитных включений, а влияет лишь на физико-механические свойства металлической основы.

При изменении оптимальных условий хромосилицирования опробовано 7 различных расплавов. Температура насыщения варьировалась от 1000 до 1100°C, время насыщения - от 2 до 6 час.

При хромосилицировании по оптимальному режиму:  $t = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 4$  часа, потерю веса при кавитации удалось снизить до 0,025 + 0,030 г., т.е. повысить кавитационную стойкость чугуна по сравнению с исходным состоянием в 4-5 раз.

Подобные же результаты проверены в производственных условиях. Хромосилицированные втулки цилиндров дизелей Ч8,5/II, изготовленные из серого чугуна СЧ 28-48, прошли испытания

в дизельной лаборатории завода "Дагдизель". Испытания проводились по ускоренному непрерывному 500-часовому режиму. Для этого был увеличен зазор между поршнем и втулкой до 0,3 мм, понижена температура воды до 55-60°C, увеличена нагрузка на дизель до 110%.

Визуальный осмотр водоохлаждаемой поверхности опытных втулок и втулок с исходной необработанной поверхностью показал, что хромосилицированные втулки не имели каких-либо следов кавитационного разрушения, в то время, как поверхность необработанных втулок на стороне, лежащей против топливного насоса, имела вдоль образующей втулки неглубокие, но значительные по площади (до 20-25 мм<sup>2</sup>) очаги разрушения. Наблюдалось скопление каверн ближе к нижнему уплотнительному поясу.

Хромосилицирование оказалось более эффективным способом защиты чугуна от кавитации в связи с тем, что оно устраняет непосредственный выход графитных включений на поверхность чугуна. Количество и размеры графитных включений непосредственно под диффузионным слоем также уменьшаются. Хромосилицированный слой обладает высокой механической прочностью и коррозионной стойкостью.

## В ы в о д ы

1. Борирование не защищает серый чугун от кавитационного разрушения.

2. Наиболее эффективным из исследованных способов повышения кавитационной стойкости чугуна является хромосилицирование.

Целесообразно провести испытания хромосилицированных втулок на промышленной партии дизелей.

## Л и т е р а т у р а

1. Д. М. Л и х о ш е р с т о в , Ю. С. Ч е р в я к о в . Повышение кавитационно-эрозионной и коррозионной стойкости деталей двигателя. "Металловедение и термообработка", №1, 1963.

2. А. Д. М о и с е е в . Влияние поверхностной твердости на эрозионную стойкость сталей. "Теплоэнергетика", №4, 1954.

3. А. Д. М о и с е е в . Влияние азотирования на эрозионные свойства малолегированной стали, применяемой для рабочих органов паросилового оборудования. "Вестник машиностроения", №4, 1954.

4. А. А. Ю р г е н с о н . Выбор режима азотирования и глубина азотированного слоя. "Металловедение и термообработка", №12, 1961.

5. H e i n r i c h W i g a r d, H a n s - H e r m a n P i l t z. "Motortechnik Zeitung", N 6, 1964.

6. Н. Н. И в а н ч е н к о . Труды ЦНИДИ, №20, 1952.

7. E r h a r d. P f l u g, H a n s - H e r m a n P i l t z. "Motortechnik Zeitung", N 3, 1965.

## К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМЕ БЕЗЭЛЕКТРОЛИЗНОГО НАСЫЩЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ИЗ РАСПЛАВОВ

Л.С.Ляхович, Л.Н.Косачевский, Ф.В.Долманов

Жидкостные безэлектролизные процессы химико-термической обработки, вследствие простоты осуществления и эффективности, приобретают все более широкое распространение в производстве. Однако многие теоретические аспекты, в частности вопросы механизма образования активных атомов насыщающего элемента, до сих пор остаются не выясненными, что не позволяет развивать пути дальнейшего совершенствования и внедрения этих способов.

Предлагаемый механизм безэлектролизных процессов подробно рассматривается на примере известного процесса жидкостного насыщения стали бором с использованием расплава буры и карбида бора. Существующие представления о механизме этого процесса [1] сводятся к химической реакции восстановления бора из его окисла, входящего в состав буры



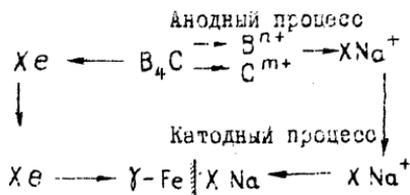
Однако такой подход, фиксируя только конечный результат, не дает полного представления о действительном механизме протекания процесса и не учитывает участие поверхности металла насыщаемого изделия в образовании активных атомов.

Известно, что расплавы окислов представляют собой электролиты, т.е. жидкости с ионной проводимостью, вещество-восстановитель обладает электронной проводимостью, поэтому механизм взаимодействия расплава, восстановителя и насыщаемого металла должен рассматриваться как процесс электрохимический с разделением на два самостоятельных, хотя и взаимосвязанных процесса - анодный и катодный.

Действительно, при погружении в расплав-электролит металлического изделия и восстановителя, в результате разности электродных потенциалов на чинает функционировать гальванический элемент:

Me ! Электролит ! Восстановитель !

в данном случае гальванический элемент состоит из частиц  $B_4C$  (анод), буры (электролит) и насыщаемой детали (катод).



Анодный процесс (см. схему), протекающий на поверхности частиц карбида бора, заключается в выходе из  $B_4C$  положительно заряженных ионов бора и углерода в расплав с оставлением эквивалентного количества электронов в карбиде.

Электроны, вследствие контакта между изделием и частичками  $B_4C$ , перетекают из последнего в металл детали, заряжая его отрицательно по отношению к расплаву, что обеспечивает протекание катодного процесса. Катодный процесс, протекающий на поверхности борированного изделия, состоит в ассимиляции избыточных электронов за счет восстановления катионов расплава, т.е. выделение активных атомов происходит так же, как и при электролизном процессе. Единственным подвижным катионом в расплавленной буре является  $Na^+$ , который и восстанавливается на поверхности детали при борировании. Атомарный бор, необходимый для образования диффузионного слоя, образуется на счет химического восстановления буры металлическим натрием. Взаимодействие буры с  $B_4C$  протекает и в отсутствие металлического образования. В этом случае разделение на анодный и катодный процессы обусловлено электрохимической гетерогенностью различных частичек  $B_4C$ , а также граней одной частицы. Выделяющийся в результате функционирования таких микрогальванических элементов атомарный бор также может участвовать в образовании диффузионного слоя, но при этом будут реализованы лишь те атомы бора, которые образуются в непосредственной близости от поверхности обрабатываемого изделия. В процессе борирования оба типа гальванических элементов функционируют параллельно.

Электрохимическое толкование безэлектролизных процессов дает возможность правильного решения многих практических и теоретиче-

ских вопросов химико-термической обработки, главным из которых является изыскание новых восстановителей (названных нами анодными активизаторами), на основе определения полярности гальванических элементов, величины ЭДС и поляризуемости.

Действительно, реагентом, разлагающим расплав с выделением насыщающего элемента в атомарном состоянии, может быть любое электропроводящее вещество, электродный потенциал которого в данном электролите отрицательнее потенциала насыщаемого элемента, а степень поляризуемости достаточно мала. Для процессов насыщения, в результате которых на поверхности образуется новая фаза, необходимым условием является также электроотрицательность анодного активизатора по отношению к вновь образующейся фазе.

Определенные нами полярности гальванических элементов, составленных из железного электрода, расплавленной буры и материала предполагаемого анодного активизатора, показали, что электроотрицательнее железа являются карбид кремния ( $SiC$ ), алюминий, силикокальций. Дальнейшие эксперименты обнаружили полную пригодность этих веществ для борирования.

#### Л и т е р а т у р а

И. М. Е. Б л а н т е р , Н. П. Б е с е д и н . МИТОМ. М.,  
Металлургиздат, №6, 1955.

## КОМПЛЕКСНОЕ НАСЫЩЕНИЕ СТАЛИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЖИДКОСТНОГО МЕТОДА

Л.С.Ляхович, Г.Г.Панич

Вопрос о комплексном насыщении металлов и сплавов находится еще в самом начале своей разработки, поскольку практически все помещенные ему исследования представляют собой попытки доказать наличие у комплексных диффузионных слоев высоких эксплуатационных свойств и необходимость дальнейших исследований этого вопроса. До сих пор почти не было проведено исследований, посвященных разработке достаточно простой и дешевой технологии получения комплексных слоев.

Одним из наиболее простых и интенсивных методов химико-термической обработки сталей является насыщение в среде расплавленных солей без электролиза, когда активные насыщающие элементы образуются в результате химических реакций между компонентами соляной ванны. Ними разработаны процессы жидкостного насыщения сталей бором, кремнием, фосфором; показана возможность жидкостного хромирования и сульфидирования. Химические реакции в предлагаемых нами ваннах представляют собой процессы восстановления окислов неметаллических элементов карбидами тех же или других элементов, в результате чего кислород окислов связывается углеродом карбидов, а полученный в активном атомарном состоянии насыщающий элемент диффундирует в сталь. Опыт показал, что одним из наиболее активных видов восстановителей являются так называемые ковалентные карбиды. В этот узкий класс углеродистых соединений входят всего два вещества - карбид бора  $B_4C$  и карбид кремния (карборунд)  $SiC$ .

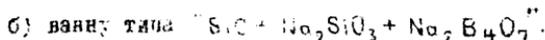
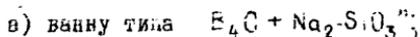
Существование двух карбидов - восстановителей, весьма близких по типу межатомной связи и физико-химическим свойствам, открыло возможности "перекрестного" карбидного восстановления, в ходе которого один насыщающий элемент должен поступать в металл в результате восстановления окисла карбидом, а другой - за счет термохимического разложения карбида на составляющие его элементы. Сходство в строении и свойствах карбидов бора и кремния не предполагает, однако, столь же близкого совпадения свойств самих элементов, по крайней мере в их отношении к насыщаемой стали. Химическое средство бора к железу (или, что то же самое, уменьшение свободной энергии системы

при образовании боридов железа) настолько превосходит соответствующие реакционные возможности других исследованных нами неметаллических элементов - кремния, фосфора, серы, что образование боридного слоя в случае присутствия в ванне карбида бора или расплавленной борнокислой соли (бората) неизбежно, вне зависимости от того, какой именно элемент образуется при восстановлении ковалентным карбидом кислотного оксида, соль которого составляет основную массу ванны.

Таким образом, в рамках данной работы вопрос о совместном насыщении стали несколькими элементами с применением метода карбидного восстановления, сводился к исследованию процессов жидкостного борирования, совмещенных с какими-либо другими видами обработки, т.е. боросилицирования и борофосфорирования.

Насыщение стали двумя элементами может производиться как одновременно, так и последовательно. "Последовательный" метод связан с большим расходом времени, энергии и может быть рекомендован только в случае, если он обеспечивает получение наиболее высокого качества слоя и не может быть заменен каким-либо другим методом. Предварительные опыты показали, однако, что метод одновременного насыщения при боросилицировании и борофосфорировании не только более экономичен, но и позволяет получить диффузионные слои со структурой, которая не может быть обеспечена никаким другим методом.

Активный атомарный кремний в ванне боросилицирования может быть получен восстановлением моносилката натрия карборундом (часть кремния при этом выделяется за счет термического разложения карборунда) или карбидом бора; активный атомарный бор - либо за счет разложения карбида бора, либо при восстановлении буре карборундом. Иными словами, для одновременного боросилицирования стали можно применить два типа ванн:



Изменяя соотношение компонентов в ваннах, можно изменять и соотношение количеств фаз, составляющих комплексные диффузионные слои. На строение слоев влияет также состав насыщаемой стали и, в первую очередь, содержание в ней углерода.

Одновременное боросилицирование изучалось нами по следующей ме-

годике. В ванне, составленной на 65% из моносиликата натрия и на 35% из карбида-восстановителя, производилась постепенная замена карбида бора на карбид кремния; в ванне, где восстановителем служила 35%-ая добавка карборунда, производилась постепенная замена буры на моносиликат натрия. Наименшая способность ванны борирования значительно выше, чем ванны силицирования. Поэтому для того чтобы структура диффузионного слоя приобрела вид, при котором слой действительно можно было бы назвать не борированным, а боросилицированным, оказалось необходимым довести весовое отношение  $\frac{\text{SiC}}{\text{B}_4\text{C}}$  в ванне типа " $\frac{\text{SiC}}{\text{B}_4\text{C}} + \text{Na}_2\text{SiO}_3$ " или весовое соотношение  $\text{Na}_2\text{SiO}_3/\text{Na}_2\text{F}_4\text{O}_7$  в ванне типа " $\text{SiC} + \frac{\text{Na}_2\text{SiO}_3}{\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7}$ " не менее чем до величины 4/1.

Если в ванне последнего типа содержание моносиликата будет превосходить количество тетрабората менее чем в 4 раза, на поверхности стали образуются обычные боридные слои, глубина которых возрастает по мере увеличения содержания буры в ванне. Для ванны боросилицирования с моносиликатом и двумя карбидами оптимальным является значительное количественное преобладание карборунда над карбидом бора не только потому, что в противном случае образуются слои, почти не отличающиеся по структуре и свойствам от обычных борированных, но и потому, что создание в ванне весового соотношения  $\text{SiC}/\text{B}_4\text{C} = 4/1$  сопровождается значительным увеличением глубины диффузионного слоя.

Структура боросилицированных слоев, получаемых в ваннах описанных выше двух оптимальных составов, практически одинакова и определяется, в основном, содержанием углерода в насыщаемой стали. Однако более желательно применять ванну, не содержащую карбида бора (35% SiC + 52% Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub> + 13% Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>), так как карборунд в несколько раз дешевле B<sub>4</sub>C. На поверхности армко-железа и стали 20 образуется диффузионный слой, состоящий из слоя кремнистого феррита и двух боридных слоев, из которых один содержит боридные "иглы" и тонкий сплошной слой и располагается на поверхности металла, а второй образуется путем возникновения и роста боридных "игл" от поверхности раздела кремнистой α-фазы с сердцевинной. Рентгено-структурный анализ слоя показал, что фаза FeB в нем практически отсутствует, а у фазы Fe<sub>2</sub>B сохраняется текстура, характерная для обычных боридных слоев.

Одновременное борсилицирование среднеуглеродистых сталей создает слой иной структуры: на поверхности металла образуется более или менее глубокий (несколько десятков микрон) сплошной боридный слой, не содержащий обычных кристаллов - "игл". Рентгеновский анализ показал, что для кристаллической решетки образующегося борида не характерна текстура. Ниже сплошного боридного слоя располагается равноосные зерна  $Fe_2B$ , более или менее равномерно распределенные в кремнистом феррите; количество боридной фазы по мере увеличения расстояния от поверхности уменьшается, а количество кремнистого феррита увеличивается. Фазовый рентгеноструктурный анализ показал наличие в боросилицированном слое стали 45 следующих фаз: эвтектичной  $\alpha$ -фазы,  $Fe_2B$  и  $Fe_5Si_3$ . Можно предполагать, что для диффузионного слоя, в котором частицы борида железа равномерно распределены в высококремнистом феррите, должно быть характерно оптимальное сочетание коррозионной стойкости, износостойкости и малой хрупкости. Однако следует еще раз подчеркнуть, что получение этой оптимальной структуры обеспечивается только применением насыщающих ванн строго определенного состава, для которого характерно соотношение количества боросодержащего и кремнийсодержащего компонентов, равное 1/4. Температура ванны при боросилицировании должна составлять 1000-1050°C, продолжительность выдержки 4-6 часов.

Борофосфорирование армо-железа и стали 20 производится в соляных ваннах двух видов:

- а) 50%  $Na_3PO_4$  + 20%  $SiC$  + 30% буры;
- б) 80%  $Na_3PO_4$  + 20%  $B_4C$  + 15%  $NaCl$ .

Температура процесса - 910°C, продолжительность - 6 часов.

Активный атомарный фосфор восстанавливается карбидом из фосфорнокислой соли. Однако независимо от того, выделяется ли элементарный бор при разложении карбида бора или восстанавливается карборундом из буры, образуется диффузионный слой оригинальной, неизвестной ранее структуры. Слой состоит из трех зон различной природы. Наружная часть представляет собой фронтальный (неигольчатый) слой фазы  $FeB$  с некоторым количеством мелких, неравномерно распределенных пор; ниже располагается пористый слой первого борида железа  $Fe_2B$ : наконец, наиболее объемистая часть диффузионной зо-

он представляет собой плотный слой стабильного (не претерпевающего изоморфных превращений) фосфористого феррита. Рентгеноструктурный анализ показывает наличие в слое фаз:  $Fe_2P$ ,  $\alpha$ -фаза,  $FeV$  и  $Fe_2V$ , причем бориды не обладают отчетливо выраженной текстурой.

Значительное развитие пористости в боридном слое и малая его глубина (50-100 мк) объясняются, по-видимому, тем, что для образования боридов необходимо диффузионное перемещение железа из сердцевинки на поверхность сквозь слой фосфористого феррита. Известно, что скорость диффузии металла-растворителя в решетке твердого раствора или правило, уступает скорости самодиффузии в чистом металле; это тем более существенно для случая растворения в железе фосфора, уменьшающего параметр кристаллической решетки феррита. В результате этого образование боридов происходит в условиях недостатка железа и избытка бора и сопровождается активным порообразованием. По этой же причине количество пор в слое первого боридов железа значительно больше, чем в слое  $FeV$ . Наконец, ни в одном ранее исследованном случае не наблюдалось образования сплошного слоя  $FeV$  при восстановлении буры карборундом; при борофосфорировании это можно объяснить только недостатком железа на поверхности диффузионного слоя.

Диаграммы состояния системы  $Fe-Si$  и  $Fe-P$  в области высоких концентраций железа весьма сходны; однако различие в структурах боросилицированных и борофосфорированных слоев указывает на существенные различия в природе кремнистого и фосфористого стабильного феррита. Рассматривая структуру боросилицированных слоев, можно заключить, что кремнистый феррит не представляет собой более существенного препятствия для диффузии бора, чем обычный аустенит; атомы бора перемещаются в силицированном слое в количествах, достаточных для последующего образования структурно свободного боридов на поверхности раздела феррит - аустенит. При борофосфорировании стали подобные признаки диффузии бора сквозь слой фосфористого феррита полностью отсутствуют; скорее можно говорить о диффузии фосфора сквозь слой боридов. По-видимому, межатомные связи фосфор - железо отличаются от связей  $Fe - Si$  большей склонностью к ковалентному типу, т.е. большей индивидуализацией электронов и более строгой ориентацией в пространстве электронного коллектива, осуществляющего связь. Иными словами, тип межатомной связи  $Fe - P$  должен быть ближе к типу связи  $Fe - V$ , чем связь между атомами железа и крем-

ния, и носить менее металлический характер.

Таким образом, для процесса боросилицирования исследовано влияние состава ванны и состава стали на структуру слоев и найдены оптимальные составы ванн. Доказана принципиальная возможность осуществления процесса борофосфорирования, произведено первоначальное исследование природы и структуры борофосфорированного слоя.

Выявлены некоторые особенности процессов диффузии бора, кремния и фосфора в комплексных диффузионных слоях.

## ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЖЕЛЕЗНОЙ МЕТАЛЛОКЕРАМИКИ

Л. Г. Ворошнин, Л. С. Ляхович, Г. Ф. Протасевич

Металлокерамические детали применяются в самых различных областях промышленности: автомобиле- и тракторостроении, электротехнической промышленности, текстильском и сельскохозяйственном машиностроении, на предприятиях железнодорожного транспорта и т.д.

Дальнейшее расширение номенклатуры и областей применения металлокерамических изделий сдерживается их недостаточной надежностью. Особо остро стоит вопрос повышения прочности, износостойкости и коррозионной стойкости металлокерамических материалов. По мнению авторов немаловажная роль в решении указанного вопроса должна принадлежать химико-термической обработке.

Систематические исследования химико-термической обработки металлокерамических материалов до настоящего времени практически не проводились. Исследованы и получили некоторое распространение лишь такие процессы, как цементация, нитроцементация и хромирование [1 - 7]. Насыщение осуществлялось либо из газовой фазы, либо из порошков. Технологичные и весьма производительные жидкостные методы химико-термической обработки необоснованно отвергаются. Мотивируется это тем, что расплав в процессе насыщения может проникнуть в поры и впоследствии привести к коррозии и преждевременному выходу изделий из строя. Экспериментально этот вывод не подтвержден.

Нами исследованы процессы борирования, силицирования и хромосилицирования железной металлокерамики. Указанные процессы выбраны исходя из следующих соображений: борирование компактных материалов является весьма эффективным методом повышения их износостойкости, силицирование - коррозионной стойкости, а хромосилицирование - прочностной.

Исследования выполнены на металлокерамических образцах с плотностью 85, 75 и 65% от теоретической, изготовленных из Броварского железного порошка марки ПЭМ. Для сравнения в идентичных условиях обрабатывались образцы армированного железа. Часть металлокерамических образцов предварительно цементировалась в твердом карбюри-

затворе при температуре 950°C в течение 5 часов (глубина слоя I, 0-I, 5 мм).

Электролизное борирование проводилось в расплавленной буре, жидкостное - в расплаве 30% В<sub>4</sub>С + 70% Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>. Силицирование и хромосилицирование осуществлялось в расплавах, разработанных на кафедре металловедения Белорусского политехнического института:

1. (2/3 Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub> + 1/3 NaCl) + 20% Киси I,
2. (2/3 Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub> + 1/3 NaCl) + 10% Си 75,
3. (65% Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub> + 35% SiC) + 50% NaCl,
4. Расплав № 1\*
5. Расплав № 2\*

Кинетика формирования диффузионных слоев изучалась при температурах 850 - 1100°C (время насыщения I-6 часов). Полученные результаты приведены в табл. I.

Сколько-нибудь заметного увеличения глубины диффузионных слоев на металлокерамических образцах плотностью 85% по сравнению с компактными не происходит. При меньшей плотности ускорение диффузии более значительно (табл. 2). Заметное увеличение скорости формирования диффузионных слоев имеет место при общей пористости 20% и выше. При плотности металлокерамики 65% глубина диффузионных слоев увеличивается на 50-70%. Отмеченная закономерность связана с принципиальным изменением (при уменьшении плотности) в соотношении открытых и закрытых пор. При относительной плотности 95-90% количество открытых пор составляет от 0 до 20% от их общего числа, а при  $\gamma = 75\%$  и ниже количество открытых пор увеличивается до 98% [8].

Большое влияние на скорость диффузии оказывает величина и характер распределения пор: мелкие равномерно распределенные поры в большей мере ускоряют диффузионные процессы.

Боридный слой на металлокерамических материалах имеет характерное "игольчатое" строение, хотя и менее ярко выраженное, чем на компактных материалах, и состоит из боридов Fe<sub>2</sub>B и Fe<sub>3</sub>B. В случае борирования металлокерамики замечено весьма существенное увеличение толщины сплошного слоя боридов, что связано с особенностями его формирования. С понижением плотности образцов относительное содержание в слое высокобористой фазы (FeB) уменьшается (при элект-

\*) Составы расплавов могут быть затребованы в НИИСе Белорусского политехнического института.

## Влияние условий насыщения на глубину диффузионных слоев

| Условия насыщения           | Глубина диффузионных слоев, мк         |                   |                         |                   |                     |                     |                         |                     |                     |                     |                     |                     |                     |                     |
|-----------------------------|--|-------------------|-------------------------|-------------------|---------------------|---------------------|-------------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|
|                             | Силицирование                          |                   |                         |                   |                     |                     | Хромосилицирование      |                     |                     |                     |                     |                     |                     |                     |
|                             | 100% $\text{Ni}_2\text{B}_2\text{O}_7$ |                   | Расплав I <sup>2)</sup> |                   |                     |                     | Расплав I <sup>3)</sup> |                     |                     |                     |                     |                     |                     |                     |
| $t, \text{ }^\circ\text{C}$ | об-щая сор-ция                         | слои сор-ции дов. | об-щая сор-ция дов.     | слои сор-ции дов. | Fe - армо           | Fe - армо           | Fe (V=35%)              | Fe - армо           | Fe (V=85%)          | Fe (V=85%)          |
|                             | об-щая сор-ция дов.                    | слои сор-ции дов. | об-щая сор-ция дов.     | слои сор-ции дов. | об-щая сор-ция дов. | об-щая сор-ция дов. | об-щая сор-ция дов.     | об-щая сор-ция дов. | об-щая сор-ция дов. | об-щая сор-ция дов. | об-щая сор-ция дов. | об-щая сор-ция дов. | об-щая сор-ция дов. | об-щая сор-ция дов. |
| I                           | 2                                      | 3                 | 4                       | 5                 | 6                   | 7                   | 8                       | 9                   | 10                  | 11                  | 12                  | 13                  | 14                  | 15                  |
| I                           | 74                                     | 38                | 82                      | 48                | -                   | -                   | -                       | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   |
| 850                         | 3                                      | 132               | 73                      | 154               | 108                 | -                   | -                       | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   |
|                             | 5                                      | 165               | 83                      | 167               | 135                 | -                   | -                       | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   |
| 900                         | I                                      | 112               | 68                      | 130               | 93                  | -                   | -                       | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   |
|                             | 3                                      | 190               | 106                     | 190               | 176                 | -                   | -                       | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   |
|                             | 5                                      | 242               | 125                     | 238               | 210                 | -                   | -                       | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   | -                   |
| I/2 <sup>4)</sup>           | 140                                    | 73                | 145                     | 95                | 50                  | 50                  | 45                      | 45                  | 45                  | 40                  | 44                  | -                   | -                   | -                   |
| 950                         | 3/4                                    | 260               | 144                     | 260               | 217                 | 80                  | 120                     | 120                 | 120                 | 60                  | 74                  | -                   | -                   | -                   |
|                             | 5/6                                    | 300               | 160                     | 298               | 240                 | 130                 | 98                      | 150                 | 150                 | 80                  | 96                  | -                   | -                   | -                   |

| I    | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7   | 8   | 9   | 10  | 11  | 12  | 13  | 14  | 15 |
|------|---|---|---|---|---|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|----|
|      | 2 | - | - | - | - | 120 | 90  | 85  | 85  | 70  | 70  | 29  | 42  | 7  |
| 1000 | 4 | - | - | - | - | 175 | 140 | 210 | 210 | 100 | 100 | 42  | 45  | 8  |
|      | 6 | - | - | - | - | 200 | 140 | 235 | 235 | 136 | 136 | 52  | 67  | 12 |
|      | 2 | - | - | - | - | 140 | 115 | 110 | 110 | 100 | 100 | 52  | 39  | 8  |
| 1050 | 4 | - | - | - | - | 310 | 230 | 295 | 160 | 150 | 150 | 45  | 47  | 9  |
|      | 6 | - | - | - | - | 440 | 225 | 410 | 200 | 210 | 210 | 52  | 68  | 14 |
|      | 2 | - | - | - | - | -   | -   | -   | -   | -   | -   | 62  | 75  | 10 |
| 1100 | 4 | - | - | - | - | -   | -   | -   | -   | -   | -   | 95  | 100 | 13 |
|      | 6 | - | - | - | - | -   | -   | -   | -   | -   | -   | 105 | 123 | 17 |

Примечания. 1. Результаты, полученные при жидкостном сорбировании, приведены в работе [9]. 2. В расписке 2 получены результаты, близкие к приведенным для расписки 1. 3. Результаты, полученные в расписках 1 и 2, практически идентичны. 4. В знаменателе - время сорбирования, в числителе - время силицирования и хромосилицирования.

Злинные плотности металлокерамики на глубину диффузионного слоя

| № л/п | Вид обработки   | Глубина диффузионного слоя, мк |                 |                 |
|-------|---|--------------------------------|-----------------|-----------------|
|       |   | $\gamma = 100\%$               | $\gamma = 85\%$ | $\gamma = 75\%$ |
| 1     | Жидкостное борирование<br>$t = 980^\circ\text{C}, \tau = 3 \text{ часа}$                                  | 158/60                         | 163/110         | 190/143         |
| 2     | Электролизное борирование<br>$t = 900^\circ\text{C}, \tau = 3 \text{ часа},$<br>$i = 0,25 \text{ а/см}^2$ |                                | 210/160         | 220/184         |
| 3     | Хромосилицирование ( $t = 1100^\circ\text{C},$<br>$\tau = 4 \text{ часа}$ ):<br>расплав 1<br>расплав 2    | 110<br>110                     | 145<br>135      | 165<br>160      |
|       |   |                                |                 | 175             |
|       |   |                                |                 | 300/264         |

\* В числителе - общая глубина слоя, в знаменателе - сплавленного слоя боридов.

тройном борировании с 62 ( $\gamma = 100\%$ ) до 48% ( $\gamma = 75\%$ ). Боридный слой на металлокерамических материалах менее текстурован.

При силицировании в расплаве 3 на эрмо-железе образуются однофазные диффузионные слои кремнистого феррита, в расплавах I и 2 слои  $\alpha$  - твердого раствора образуются лишь при температуре 950°C и времени насыщения не более 4-х часов. Во всех остальных случаях образуются многофазные диффузионные слои:  $\alpha + \alpha'$  или  $\alpha + \alpha' + \eta$  ( $\text{Fe}_2\text{Si}_5$ ). Последняя фаза образуется при температуре процесса 1050°C и времени насыщения свыше 4-х часов. На порошковых образцах многофазные диффузионные слои начинают образовываться при 1000°C и выше и времени насыщения 6 часов. При одинаковых условиях насыщения относительное содержание химических соединений в диффузионном слое порошковых образцов ниже, чем компактных.

В случае хромосилицирования диффузионный слой на железных образцах представляет собой  $\alpha$  - твердый раствор кремния и хрома в железе. На предварительно цементированных образцах при хромосилицировании образуется двухфазный слой: карбидный слой с поверхности образца и слой  $\alpha$  - твердого раствора под ним (в табл. I приведена толщина только карбидного слоя). Насыщающая способность обоих расплавов примерно одинакова. Микротвердость  $\alpha$  - твердого раствора в зависимости от условий насыщения изменяется от 180 до 400 кг/мм<sup>2</sup>. Твердость карбидного слоя 1800 - 2200 кг/мм<sup>2</sup>.

### Свойства диффузионных слоев

Влияние химико-термической обработки на механические свойства металлокерамики показано в табл. 3. Приведенные результаты позволяют сделать ряд важных выводов. Химико-термическая обработка позволяет на 25-30% повысить прочность металлокерамики с плотностью 85% и на 60-80% - металлокерамики с плотностью 75-65%. Ударная вязкость при этом остается на прежнем уровне или даже несколько повышается. Особенно резкое повышение прочностных характеристик наблюдается в случае химико-термической обработки предварительно цементированных образцов (прочность на изгиб повышается по сравнению с исходными образцами в 2,5-3 раза).

Улучшение механических свойств происходит не за счет образования диффузионного слоя, а за счет дополнительного спекания, имею-

Влияние химико-термической обработки на механические свойства металлокерамики

| №<br>п/п | Вид обработки  | $d_H$ , кгм/см <sup>2</sup> |                |                 |                |                 |                | $\sigma$ изг. кг/мм <sup>2</sup> |                |                 |                |                 |                |      |      |      |      |      |      |
|----------|--|-----------------------------|----------------|-----------------|----------------|-----------------|----------------|----------------------------------|----------------|-----------------|----------------|-----------------|----------------|------|------|------|------|------|------|
|          |  | $\gamma = 85\%$             |                | $\gamma = 75\%$ |                | $\gamma = 65\%$ |                | $\gamma = 85\%$                  |                | $\gamma = 75\%$ |                | $\gamma = 65\%$ |                |      |      |      |      |      |      |
|          |  | t <sub>I</sub>              | t <sub>2</sub> | t <sub>I</sub>  | t <sub>2</sub> | t <sub>I</sub>  | t <sub>2</sub> | t <sub>I</sub>                   | t <sub>2</sub> | t <sub>I</sub>  | t <sub>2</sub> | t <sub>I</sub>  | t <sub>2</sub> |      |      |      |      |      |      |
| I        | 2  | 3                           | 4              | 5               | 6              | 7               | 8              | 9                                | 10             | 11              | 12             | 13              | 14             |      |      |      |      |      |      |
| I        | Исходный   | 0,7                         |                | 0,23            |                | 0,20            |                | 25,3                             |                | 13,3            |                | 8,2             |                |      |      |      |      |      |      |
| 2        | Жидкое борирование<br>( $\tau = 5$ часов)  | 0,63                        | 0,63           | 0,33            | 0,20           | 0,13            | 0,13           | 0,13                             | 34,9           | 35,6            | 23,2           | 25,1            | 14,8           | 15,8 |      |      |      |      |      |
| 3        | Хромосилицирование<br>(расплав 2, $\tau = 4$ часа)   | 1,2                         |                | 1,2             |                | 0,26            |                | 0,30                             |                | 0,13            |                | 0,20            |                | 32,9 | 32,8 | 20,4 | 22,0 | 13,4 | 14,6 |
| 4        | Цементация ( $t = 950^\circ\text{C}$ ,<br>$\tau = 5$ час) + борирование<br>( $\tau = 5$ часов)                 | 0,33                        |                | 0,46            |                | -               |                | -                                |                | -               |                | -               |                | 61,8 | 65,1 | -    |      | -    |      |
| 5        | Цементация ( $t = 950^\circ\text{C}$ ,<br>$\tau = 5$ час) + хромосилицирование<br>(расплав 2, $\tau = 4$ часа) | 0,70                        |                | 0,66            |                | -               |                | -                                |                | -               |                | -               |                | 49,5 | 94,5 | -    |      | -    |      |
| 6        | Ложное борирование   | 1,36                        | 1,33           | 0,27            | 0,30           | 0,16            | 0,13           | 33,4                             | 31,4           | 20,8            | 22,8           | 12,8            | 13,1           |      |      |      |      |      |      |
| 7        | Ложное хромосилицирование  | 1,30                        | 1,56           | 0,30            | 0,40           | 0,16            | 0,20           | 36,1                             | 35,6           | 35              | 17,1           | 11,4            | 12,2           |      |      |      |      |      |      |

|   | 1    | 2    | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10   | 11   | 12 | 13 | 14 | 15 | 16 | 17 | 18 | 19 | 20 |
|---|------|------|---|---|---|---|---|---|---|------|------|----|----|----|----|----|----|----|----|----|
| 8 Цементная - лужное<br>борирование               | 0,33 | 0,23 | - | - | - | - | - | - | - | 56,2 | 54,2 | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  |
| 9 Цементная + лужное<br>хромосилицирование        | 0,20 | 1,23 | - | - | - | - | - | - | - | 44,9 | 42,0 | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  |
| 10 Борирование несле-<br>печенных образцов        | 0,73 | 0,66 | - | - | - | - | - | - | - | -    | -    | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  |
| 11 Хромосилицирование<br>испеченных образ-<br>цов | 0,83 | 1,0  | - | - | - | - | - | - | - | -    | -    | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  | -  |

Примечание. При борировании  $t_1 = 950^\circ\text{C}$ ,  $t_2 = 1000^\circ\text{C}$ , при хромосилицировании  $t_1 = 1050^\circ\text{C}$ ,  $t_2 = 1100^\circ\text{C}$ .

ного места в процессе насыщения. Об этом убедительно свидетельствуют данные, полученные на образцах, подвергнутых "ложной химико-термической обработке" (нагрев по тем же режимам в расплаве бурой, восстановленной 3%  $K_4Fe(CN)_6$ ). Уровень механических свойств, характерный для исходных образцов, может быть получен в результате химико-термической обработки металлокерамики, не подвергнутой предварительному спеканию.

Хромосилицирование предварительно цементированных образцов и особенно борирование позволяют значительно повысить износостойкость металлокерамических материалов не только по сравнению с исходным состоянием, но и по сравнению с цементацией, (табл. 4). Диффузионные слои, основой которых является  $\alpha$ -твердый раствор (силицирование, хромосилицирование) высокой износостойкостью не обладают. Хромосилицированные образцы обладают повышенной жаростойкостью и коррозионной стойкостью в некоторых средах. Жаростойкость хромосилицированных образцов изучалась при температурах 650, 750 и 850°C в воздушной атмосфере ( $T_{исп.} = 24$  часа). Особенно резко повышает жаростойкость хромосилицированных компактных образцов (обработка в расплаве 5 повышает жаростойкость при 650°C - в 20 раз, при 750°C - в 30 раз и при 850°C - в 60 раз). С увеличением пористости адгезионные свойства хромосилицированного слоя постепенно теряются, что, вероятно, связано с увеличением количества открытых пор. Так хромосилицирование с предварительной цементацией металлокерамики с плотностью 85% повышает жаростойкость при исследованных температурах по сравнению с исходным состоянием лишь в 3 раза. Хромосилицирование примерно в 3 раза повышает коррозионную стойкость металлокерамики ( $\gamma = 85\%$ ) в водных растворах хлористых солей (5% раствор  $NaCl$ ) и щелочей (10% раствор  $NaOH$ ). Как силицирование, так и хромосилицирование от коррозии в водных растворах кислот не защищают. Однако следует заметить, что сам диффузионный слой в процессе испытания не разрушается, а разрушению подвержена основа образца, расположенная непосредственно под диффузионным слоем. Хромосилицирование хорошо защищает металлокерамику от атмосферной коррозии. Коррозионная стойкость борированных образцов не проверялась.

Была также проведена проверка тезиса неприемлемости процессов жидкостного насыщения для поверхностного упрочнения металлокерамических изделий. Образцы ( $\gamma = 85\%$ ), подвергнутые борированию

## Износостойкость диффузионных слоев

| №<br>ПП | Химико-термическая<br>обработка  | Режим насыщения |         | Дополнитель-<br>ная обра-<br>ботка | Режим обработки |                     | Износ, мм <sup>3</sup> |
|---------|--|-----------------|---------|------------------------------------|-----------------|---------------------|------------------------|
|         |  | t, °C           | τ, часы |                                    | t, °C           | τ, часы             |                        |
| I       | Исходные   |                 |         | -                                  | -               | -                   | 5,5                    |
| 2       | Цементация   | 950             | 5       | закалка +<br>отпуск                | 850             | вода<br>I<br>воздух | 2,5                    |
| 3       | Цементация + хромирование  | 950<br>1100     | 5<br>4  | закалка +<br>отпуск                | 900<br>150-180  | вода<br>I<br>воздух | 1,4                    |
| 4       | Борирование<br>(30% B <sub>4</sub> C + 70% Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> )                 | 1050            | 5       | -                                  | -               | -                   | 0,94                   |
| 5       | Цементация +<br>борирование<br>(30% B <sub>4</sub> C + 70% Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> ) | 950<br>950      | 5<br>5  | -                                  | -               | -                   | 1,02                   |
| 6       | Цементация +<br>борирование<br>(30% B <sub>4</sub> C + 70% Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> ) | 950<br>950      | 5<br>5  | закалка +<br>отпуск                | 850<br>200      | вода<br>I<br>воздух | 0,87                   |

и хромосилицированию, выдерживались в течение 3000 часов на воздухе и в эксикаторах и после этого подвергались соответствующим исследованиям. Изломы и поверхность образцов следов коррозии не имели. Сам факт проникновения расплавов внутрь образцов по порам также не установлен. Механические свойства металлокерамики в результате длительного хранения не снижаются.

#### В ы в о д ы

Полученные результаты позволяют рекомендовать жидкостные процессы насыщения металлокерамики ( $\gamma = 90-80\%$ ) различными элементами как равноценные с процессами насыщения из газовой фазы и из порошков.

Борирование и хромосилицирование металлокерамики можно рекомендовать для использования в промышленности с целью повышения ее износостойкости (как при работе в обычных условиях, так и в слабо агрессивных средах и при повышенных температурах).

#### Л и т е р а т у р а

1. P. J. Brotherton, M. A. Howes, "Metal Treatm. a. Drop. Forging" 50, № 217, 1963.
2. А. А. Шмыков, А. А. Королев, Л. Г. Ерченко. Методы повышения механических свойств деталей машин, изготовленных спеканием железного порошка. Передовой технический опыт. Вып. I. Тема 2, 1961.
3. В. Н. Свайкина, М. П. Калянова. Сб. "Научно-исследовательские труды ВНИИЛТЕКМАШ и ЦНИИМАШДЕТАЛЬ". М., 1958.
4. М. Я. Куцер. Исследование возможности изготовления деталей прессформ методом порошковой металлургии из отходов стали ШХ15. Кандидатская диссертация, БПИ, 1967.
5. И. Д. Радомысельский, А. Ф. Жорняк, Н. В. Андреева, Г. П. Негода. Порошковая металлургия. 1964, № 3.
6. А. В. Горчаков. Автореферат канд. диссертации. НИИ АВТОПРОМ, 1957.
7. S. V. G. Vradburg, P. E. Matthews. "Metals Engn. Quart", 2, № 2, 1962.
8. С. В. Белов. Изв. вузов. - Машиностроение. № I, 1966.
9. Г. Ф. Протасевич, Л. Г. Ворошнин, Л. С. Ляхвич, М. Я. Куцер. Сб. "Проблемы металлургии и прогрессивная технология термической обработки". Минск, 1968.

## ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ПЛАНИРОВАНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ ПРИ РЕШЕНИИ ЗАДАЧ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Ф.С.Новик, Л.Г.Воршнин, Г.Ф.Протасевич

В последние годы активно развивается принципиально новый подход к проведению экспериментальных исследований – математические методы планирования экспериментов. К настоящему времени уже существуют разнообразные методы планирования, позволяющие решить практически любую реальную задачу. Наиболее эффективно применение планирования экспериментов для решения экстремальных задач, а именно с такими задачами приходится иметь дело при разработке технологии различных методов химико-термической обработки и исследовании свойств диффузионных покрытий. Например, требуется выбрать состав расплава (насыщающей смеси), обеспечивающий максимальную скорость формирования диффузионного слоя, разработать расплавы для низкотемпературной химико-термической обработки, установить оптимальный режим насыщения, обеспечивающий максимальную износостойкость, жаростойкость или коррозионную стойкость диффузионного слоя, подобрать оптимальный состав стали (сплава) для того или иного способа насыщения, установить наиболее выгодный режим последующей термической обработки и т.д. Задача в этом случае формулируется следующим образом. Предполагается, что параметр оптимизации (например, глубина слоя) связан с факторами (т.е. с теми независимыми переменными – состав насыщающей смеси, температура процесса, время насыщения и пр., которые влияют на изменение глубины слоя) каким-то математическим выражением. Требуется так поставить эксперименты, чтобы при их минимальном количестве найти область оптимума и получить ее математическую модель. Подход здесь чисто кибернетический. Процесс влияния факторов на параметр оптимизации представляется в виде черного ящика, и экспериментатор на первом этапе исследования по сути дела абстрагируется от механизма явления. Он лишь меняет вход в черный ящик и наблюдает за изменением выхода из ящика. После этого исследователь ищет математические модели, связывающие на-

метр оптимизации с факторами. Анализ моделей позволяет найти кратчайшее направление движения к области оптимума.

Планирование экспериментов позволяет построить стратегию исследования, основанную на последовательности четких, логически обоснованных операций. Задача решается поэтапно, причем на каждом этапе ставится небольшая серия опытов, результаты которых вместе с интуитивными решениями определяют следующий шаг.

Решение задачи можно закончить получением математической модели. Математическая модель процесса необходима при переходе от лабораторных исследований к промышленному внедрению и автоматическому управлению и регулированию.

Важно также, что в случаях со многими факторами исследователь при планировании ставит эксперименты так, что все факторы варьируются сразу в отличие от традиционного подхода, где изучается действие каждого фактора в отдельности.

Указанный подход значительно эффективнее традиционного, при котором исследователь решает задачу либо основываясь только на своем опыте и интуиции (методом проб и ошибок), либо вначале всесторонне исследует механизм процесса, создает теорию процесса, а затем уже с ее помощью решает поставленную задачу.

Эффективность нового метода тем выше, чем сложнее изучаемая система.

Задачи химико-термической обработки усложняются с каждым годом. Все большее внимание уделяется процессам насыщения металлов и сплавов двумя и более элементами. Детальный анализ таких процессов требует слишком больших затрат времени и средств и вряд ли может быть эффективным без применения планирования экспериментов. Метод планирования экспериментов может быть весьма полезным и при выяснении механизма процессов диффузионного насыщения.

Проиллюстрируем метод планирования экспериментов на примере получения кавитационностойких силицированных слоев на чугуне марки СЧ 28-48. Насыщение осуществлялось из расплава  $\text{Na}_2\text{SiO}_3 + \text{NaCl}$ , в который сверх 100% добавлялся карбид кремния ( $\text{SiC}$ ). В качестве факторов (независимых переменных) выбраны: температура силицирования,  $^{\circ}\text{C}$  ( $X_1$ ), количество вводимого в расплав карбида кремния, % ( $X_2$ ), количество  $\text{NaCl}$ , % ( $X_3$ ) и время насыщения, ч. ( $X_4$ ). Параметром оптимизации ( $Y$ ) являлась кавитационная стойкость чугу-

на, которая определялась на магнитострикционном вибраторе при следующих условиях испытания:

резонансная частота - 17,0 кГц,  
 амплитуда колебания - 14,5 мк,  
 температура воды -  $90 \pm 1^\circ\text{C}$ ,  
 время испытания - 120 мин.,

интенсивность кавитационного разрушения оценивалась по потере веса, мг.

План эксперимента (полуреплика  $2^{4-1}$  с определяющим контрастом  $I = X_1X_2X_4$ ), условия проведения опытов и полученные результаты приведены в табл. I.

Т а б л и ц а I

Матрица планирования  $2^{4-1}$  и результаты опытов

| Факторы                   | Фиктивная переменная* | $t$ ,<br>°C | Количество SiC в расплаве,<br>% | Количество NaCl в расплаве,<br>% | $\tau$ ,<br>ч. | Потеря веса, мг ( $t_{\text{исп.}} = 120$ мин) |       |
|---------------------------|-----------------------|-------------|---------------------------------|----------------------------------|----------------|--|-------|
| I                         | 2                     | 3           | 4                               | 5                                | 6              | 7  |       |
| К о д                     | $X_0$                 | $X_1$       | $X_2$                           | $X_3$                            | $X_4$          | $y$  |       |
| Основной уровень (0)      |                       | 950         | 25                              | 35                               | 3              |  |       |
| Интервал варьирования (J) |                       | 50          | 10                              | 15                               | 1              |  |       |
| Верхний уровень (+1)      |                       | 1000        | 35                              | 50                               | 4              |  |       |
| Нижний уровень (-1)       |                       | 900         | 15                              | 20                               | 2              |  |       |
| Опыты                     | I                     | +           | -                               | -                                | -              | +  | 60,1  |
|                           | 2                     | +           | +                               | -                                | -              | -  | 75,0  |
|                           | 3                     | +           | -                               | +                                | -              | -  | 96,6  |
|                           | 4                     | +           | +                               | +                                | -              | +  | 79,8  |
|                           | 5                     | +           | -                               | -                                | +              | +  | 96,7  |
|                           | 6                     | +           | +                               | -                                | +              | -  | 85,5  |
|                           | 7                     | +           | -                               | +                                | +              | -  | 95,5  |
|                           | 8                     | +           | +                               | +                                | +              | +  | 109,5 |

\*  $X_0 = +1$ , ее оценка дает величину свободного члена ( $\beta_0$ ) в уравнении регрессии.

|              | 1  | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7    |
|--------------|----|---|---|---|---|---|------|
| Осн. уровень | 9  | + | 0 | 0 | 0 | 0 | 93,9 |
|              | 10 | + | - | + | - | - | 87,0 |
|              | 11 | + | + | + | - | + | 88,5 |
|              | 12 | + | - | - | + | + | 92,6 |
|              | 13 | + | + | - | + | - | 87,2 |
| Осн. уровень | 14 | + | 0 | 0 | 0 | 0 | 94,6 |

Каждый из факторов варьировался на двух уровнях +I и -I, закодированных в табл. 1 знаками "+" и "-". Серия параллельных экспериментов позволила рассчитать дисперсию в определении кавитационной эрозии  $S^2\{y\}$ , оказавшуюся равной 18,81.

На основании полученных результатов построена линейная модель  $y = f(X_1; X_2; X_3; X_4)$  и рассчитаны ее коэффициенты:  $\theta_0 = 87,34$ ;  $\theta_1 = 0,11$ ;  $\theta_2 = 8,01$ ;  $\theta_3 = 9,46$ ;  $\theta_4 = -0,81$ . Доверительный интервал коэффициентов регрессии ( $\Delta\theta_i$ ) оказался равным  $\pm 3,52$ , в связи с чем коэффициенты  $\theta_1$  и  $\theta_4$  - статистически незначимы. Окончательно линейная модель имеет следующий вид:

$$y = 87,34 + 8,01X_2 + 9,46X_3.$$

Эта модель адекватно представляет результаты опытов при 5%-ном уровне значимости, поскольку экспериментальное значение F - критерия ( $F_{5;5}^{\text{эксп}} = 4,85$ ) оказалось меньше табличного ( $F_{5;5;0,05}^{\text{табл.}} = 5,05$ ).

Полученная модель позволила сделать вывод о том, что кавитационная стойкость силицированного серого чугуна наиболее сильно зависит от количества вводимых в расплав хлористого натрия и карбида кремния.

Причем, для снижения скорости кавитационной эрозии необходимо понижать от основного уровня количество вводимых в расплав NaCl и SiC. Температура и время силицирования в пределах выбранных интервалов варьирования этих факторов существенного влияния на кавитационную стойкость серого чугуна не оказывают.

С помощью полученной модели осуществлен следующий этап планирования - круговое восхождение к оптимуму по градиенту линейной модели (табл. 2). Лучший результат (60,0 мг) получен во втором опы-

те крутого восхождения. В результате силицирования удалось повысить кавитационную стойкость серого чугуна по сравнению с исходным состоянием в 2 раза.

Достигнутое значение кавитационной стойкости силицированного чугуна, по всей вероятности, близко к максимально возможному, так как силицирование не изменяет количества, формы, величины и характера распределения графитных включений, а влияет лишь на физико-механические свойства металлической основы. В связи с изложенным выше дальнейшие эксперименты были прекращены.

Таким образом, довольно сложная задача - анализ влияния четырех факторов на кавитационную стойкость серого чугуна и выбор оптимальных условий силицирования, была решена всего за 18 опытов.

Т а б л и ц а 2

Поиск при крутом восхождении оптимальных условий силицирования

| Факторы    | $t$ ,<br>°C | SiC,<br>% | NaCl,<br>% | $\tau$ ,<br>ч | Потеря веса, мг<br>( $\tau_{\text{исп.}} = 120\text{мин}$ ) |
|------------|-------------|-----------|------------|---------------|---|
| К о д      | $X_1$       | $X_2$     | $X_3$      | $X_4$         | У   |
| $\theta_i$ | 0,13        | 8,01      | 9,46       | -0,81         |   |
| $\times J$ | 6,5         | 80,1      | 141,9      | -0,81         |   |
| Ш а г      | 0           | -5,0      | -10,0      | 0             |   |
| Опыты      | I 950       | 20        | 25         | 3             | 84,5  |
|            | 2 950       | 15        | 15         | 3             | 60,0  |
|            | 3 950       | 10        | 15         | 3             | 117,6   |
|            | 4 950       | 5         | 15         | 3             |   |

## МАРГАНЦИРОВАНИЕ СЕРОГО ЧУГУНА

Л.Г.Ворошнин, М.И.Абачарев

Для повышения моторесурса двигателей внутреннего сгорания необходимо увеличить износостойкость трущихся поверхностей наиболее интенсивно изнашиваемой пары цилиндр-поршневое кольцо. Как правило, эти элементы изготавливаются из серого чугуна. Эффективное изменение физико-механических свойств поверхностных слоев чугуна достигается нанесением различного рода покрытий: гальванических, диффузионных, эмалевых и т.д. Тем не менее используемые на практике методы химико-термической обработки не обеспечивают необходимой долговечности трущихся деталей. В связи с этим, значительный интерес представляет исследование свойств и строения карбидных диффузионных покрытий на чугунах. Ниже приводятся результаты исследования кинетики формирования, фазового состава и износостойкости диффузионного слоя, образующегося при насыщении чугуна марки Ч28-48 марганцем. Этот процесс химико-термической обработки сравнительно мало исследован. Кроме того, он интересен еще и тем, что марганец является самым дешевым и распространенным карбидообразующим элементом.

Насыщение образцов производилось в шахтной электрической печи с силовыми нагревателями. В качестве насыщающей среды использовалась порошковая смесь, составленная в различных соотношениях из порошков марганца, окиси алюминия и хлористого аммония. Окись алюминия вводилась в насыщаемую смесь с целью предотвращения налипания частичек  $Mn_2O_3$  на обрабатываемые образцы. Марганец и окись алюминия в сумме составляли 100%. Хлористый аммоний во всех случаях добавлялся в количестве 3% от общего веса порошка. Образцы изготавливались в виде вайб толщиной 5 мм из чугунных прутков диаметром 30 мм, отлитых в земляные формы, и для химико-термической обработки упаковывались в контейнеры из жаростойкой стали с плавким затвором.

Плавкий затвор составлялся из 50% борного ангидрида и 50% кварцевого песка. Первый обеспечивает герметизацию контейнера при сравнительно низких температурах (500-900°C), второй - придает рас-

плаву достаточно высокую вязкость при температурах процесса. По истечении требуемого времени выдержки образцы извлекались из печи и охлаждались вместе с контейнером на воздухе. После химико-термической обработки измерялась микротвердость легированного слоя образцов, проводились микроструктурный и рентгеноструктурный фазовый анализы и испытания на износ.

Микротвердость измерялась на твердомере ПМТ-3 при нагрузке 100 г, изучение и фотографиярование микроструктур осуществлялось на металломикроскопе МИМ-7, рентгенограммы снимались на установке УРС-50ИМ. Условия съемки: излучение - железное, неотфильтрованное; напряжение - 25 кв, ток - 7 ма, скорость движения бумаги - 2400мм/ч; щели - I,0; I,I; 0,I.

Износостойкость определялась на машине типа Шкоды-Савина без смазки при следующих условиях: время испытания - 30 мин; нагрузка - 2,1 кг; скорость вращения твердосплавного диска ( $d = 62,5$  мм,  $h = 2,4$  мм, НРС = 74 + 75) - 730 об/мин.

Исследование выполнено с использованием метода математического планирования экспериментов. Выбор оптимального режима насыщения, обеспечивающего максимальную износостойкость диффузионного слоя, можно рассматривать как экстремальную задачу и решать ее с помощью математических методов планирования экстремальных экспериментов [1]. При исследовании влияния условий насыщения на износостойкость и глубину (общую и отдельных зон) диффузионного слоя в качестве независимых переменных выбраны:  $X_1$  - температура процесса, °C;  $X_2$  - содержание марганца в насыщающей смеси, %;  $X_3$  - время насыщения, ч. Параметром оптимизации ( $Y_1$ ) служил износ марганцированного чугуна, мм<sup>3</sup>. Одновременно с износом контролировалась толщина отдельных зон диффузионного слоя: зоны  $\gamma$ -Mn ( $Y_2$ ), карбидной зоны ( $Y_3$ ), а также общая толщина слоя  $Y_2 + Y_3$  ( $Y_4$ ). На первом этапе исследований строились линейные модели типа:

$$y_i = \beta_0 + \sum_{i=1}^3 \beta_i X_i .$$

Для чего был выбран и реализован полный факторный план 2<sup>3</sup>. План экспериментов, уровни варьирования факторов и полученные результаты приведены в табл. I. Каждый из факторов варьировался на двух уровнях + I и - I, закодированных в табл. I знаками "+" и "-".

Т а б л и ц а I

Планирование экспериментов для получения износостойких покрытий при насыщении серого чугуна марганцем

| Факторы                            | $t$ ,<br>°C | Содержа-<br>ние Mn,<br>% | $\tau$ ,<br>часы | Износ,<br>мм <sup>3</sup> | Глубина слоя, мк |                      |       |      |
|------------------------------------|-------------|--------------------------|------------------|---------------------------|------------------|----------------------|-------|------|
|                                    |             |                          |                  |                           | $\gamma$ -Mn     | карбидно-<br>го слоя | общая |      |
| К о д                              | $X_1$       | $X_2$                    | $X_3$            | $Y_1$                     | $Y_2$            | $Y_3$                | $Y_4$ |      |
| Основной<br>уровень (0)            | 1000        | 75                       | 6                |                           |                  |                      |       |      |
| Интервалы<br>варьирова-<br>ния (I) | 50          | 10                       | 2                |                           |                  |                      |       |      |
| Верхний<br>уровень(+I)             | 1050        | 85                       | 8                |                           |                  |                      |       |      |
| Нижний уро-<br>вень (-I)           | 950         | 65                       | 4                |                           |                  |                      |       |      |
| штк                                | I           | -                        | -                | -                         | 0,95             | 7,0                  | 21,0  | 28,0 |
|                                    | 2           | +                        | -                | -                         | 0,85             | 17,0                 | 28,0  | 45,0 |
|                                    | 3           | -                        | +                | -                         | 0,77             | 8,0                  | 27,0  | 35,0 |
|                                    | 4           | +                        | +                | -                         | 1,06             | 20,0                 | 36,0  | 56,0 |
|                                    | 5           | -                        | -                | +                         | 1,0              | 8,0                  | 20,0  | 28,0 |
|                                    | 6           | +                        | -                | +                         | 1,34             | 7,0                  | 29,0  | 36,0 |
|                                    | 7           | -                        | +                | +                         | 0,9              | 15,0                 | 32,0  | 47,0 |
|                                    | 8           | +                        | +                | +                         | 1,54             | 18,0                 | 38,0  | 56,0 |
|                                    | 9           | 0                        | 0                | 0                         | 0,82             | 7,0                  | 28,0  | 35,0 |
| (2)                                | 10          | +                        | -                | -                         | -                | 18,0                 | 27,0  | 45,0 |
| (6)                                | 11          | +                        | -                | +                         | 1,12             | 16,0                 | 28,0  | 44,0 |
| (8)                                | 12          | +                        | +                | +                         | 1,57             | 21,0                 | 35,0  | 56,0 |
| (5)                                | 13          | -                        | -                | +                         | 0,9              | -                    | -     | -    |

В соответствии с выбранным планом, рандомизировано во времени, было реализовано восемь опытов и опыт на основном уровне (табл. I).

Данные параллельных экспериментов позволяли рассчитать дисперсию опыта  $S\{y\}^2$  в определении износа (0,0099), глубины зоны  $\gamma$ -Mn (15,17), глубины карбидной зоны (1,67) и общей глубины диффузионного слоя (10,7) при трех степенях свободы ( $f_1$ ). Соответственно среднеквадратичные ошибки опыта ( $S\{y\}$ ) оказались равными:  $\pm 0,099$ ;  $\pm 3,89$ ;  $\pm 1,30$ ;  $\pm 3,27$ .

На основании полученных результатов из выражения:

$$\delta_i = \frac{\sum x_{ij} y_i}{N}$$

рассчитаны коэффициенты регрессии и построены линейные модели:

$$Y_1 = 1,05 + 0,146X_1 + 0,016X_2 + 0,144X_3; \quad (1)$$

$$Y_2 = 12,5 + 3,0X_1 + 2,75X_2 - 0,5X_3; \quad (2)$$

$$Y_3 = 28,9 + 3,9X_1 + 4,4X_2 + 0,9X_3; \quad (3)$$

$$Y_4 = 41,4 + 7,0X_1 + 7,0X_2 + 0,4X_3. \quad (4)$$

Доверительные интервалы коэффициентов регрессии оказались равными: при  $Y_1$  -  $\pm 0,07$ ; при  $Y_2$  -  $\pm 3,17$ ;  
при  $Y_3$  -  $\pm 1,06$ ; при  $Y_4$  -  $\pm 2,67$ .

Адекватность представления результатов эксперимента линейными моделями проверялась по F-критерию (критерий Фишера). Все линейные модели адекватно представляют результаты экспериментов при 5%-ном уровне значимости. Пользуясь линейными моделями, можно провести оценку влияния технологических факторов: состава насыщающей смеси, температуры и времени процесса на кинетику формирования диффузионного слоя, его фазовый состав и износостойкость.

Микроструктурный анализ показывает, что марганцированный диффузионный слой состоит из трех структурных зон. Непосредственно на поверхности образуется темный, рыхлый слой  $\gamma$ -Mn. Под ним залегает плотный, твердый карбидный слой ( $H_{100}$  -1290). Рентгеноструктурным анализом в этой зоне обнаруживается карбид марганца и железа ( $Mn_3Fe$ ). Третья структурная зона представляет собой легированный марганцовистый аустенит. Микротвердость этой зоны 600-700 кг/мм<sup>2</sup>. В зависимости от условий насыщения та или иная зона в диффузионном слое может отсутствовать. Толщина третьей зоны не измерялась, так как она крайне неравномерна и трудно поддается количественной оцен-

ке. Под легированным слоем на некоторой глубине наблюдается зона свободная от графита ("сталистая зона"). Это обстоятельство свидетельствует о том, что на образование карбидов расходуется не только углерод поверхностных, но и более глуболежащих слоев.

Общая глубина диффузионного слоя увеличивается с ростом температуры процесса, содержания марганца в насыщающей смеси и времени насыщения. Причем первые два фактора влияют примерно в равной мере и значительно более сильно, чем время насыщения. Весьма незначительное влияние времени насыщения на общую толщину диффузионного слоя, по всей вероятности, связано с тем, что с течением времени происходит рост толщины карбидного слоя за счет слоя  $\gamma$ -Mn (с увеличением времени выдержки толщина слоя  $\gamma$ -Mn несколько уменьшается). С увеличением температуры и содержания марганца в насыщающей смеси толщина зоны  $\gamma$ -Mn и карбидной зоны увеличивается, причем и в этом случае степень влияния этих двух факторов примерно одинакова.

В выбранных интервалах изменения независимых переменных износостойкость диффузионного слоя тесно связана с его строением: уменьшение толщины зоны  $\gamma$ -Mn и увеличение толщины карбидного слоя приводит к повышению износостойкости. Наиболее сильно на износостойкость диффузионного слоя влияют такие технологические факторы, как температура процесса и время насыщения (рис. 1).

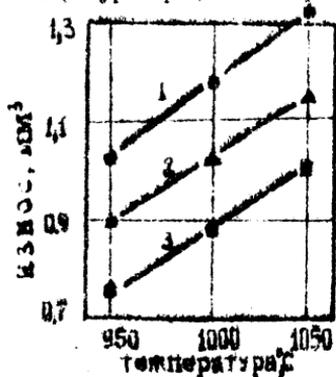


Рис. 1. Влияние условий насыщения на износостойкость марганцированного чугуна. Время насыщения: 1—8 час, 2—6 час, 3—4 час

На следующем этапе исследований по коэффициентом полученной линейной модели (1) наместили и реализовали серию опытов крутого восхождения (табл. 2)

Лучший результат ( $0,7 \text{ мм}^3$ ) был достигнут при следующих условиях: температура насыщения —  $970^\circ\text{C}$ , время насыщения — 5 часов, состав насыщающей смеси —  $75\% \text{ Mn} + 25\% \text{ Al}_2\text{O}_3 + 3\% \text{ NH}_4\text{Cl}$ . Указанный режим насыщения следует считать оптимальным. В результате проведенных исследований удалось повысить износостойкость чугуна по сравнению с исходным состоянием в 4 раза. Износ исходного чугуна СЧ28-48 за 30 мин. испытания в тех же условиях составлял  $2,75 \text{ мм}^3$ .

Т а б л и ц а 2

## П л а н о п ы т о в к р у г о г о в о с х о ж д е н и я

| Факторы                    | $t, ^\circ\text{C}$ | Содержание Mn, % | $\tau$ , часов | Износ, мм <sup>3</sup> | Примечания |                    |
|----------------------------|---------------------|------------------|----------------|------------------------|------------|--------------------|
| К о д                      | $X_1$               | $X_2$            | $X_3$          | $Y_1$                  |            |                    |
| Основной уровень           | 1000                | 75               | 6              | 0,82                   |            |                    |
| Интервалы варьирования (J) | 50                  | 10               | 2              |                        |            |                    |
| $\theta_i$                 | 0,146               | 0,016            | 0,144          |                        |            |                    |
| $\theta_i \times J$        | -7,3                | 0,16             | 0,288          |                        |            |                    |
| Шаг                        | 15                  | 0                | 0,5            |                        |            |                    |
| Опыты                      | 1                   | 985              | 75             | 5,5                    | 0,75       | Реализованный опыт |
|                            | 2                   | 970              | 75             | 5,0                    | 0,70       | Реализованный опыт |
|                            | 3                   | 955              | 75             | 4,5                    | 0,86       | Реализованный опыт |
|                            | 4                   | 940              | 75             | 4,0                    | 0,90       | Реализованный опыт |
|                            | 5                   | 925              | 75             | 3,5                    |            | Мысленный опыт     |
|                            | 6                   | 910              | 75             | 3,0                    | 1,0        | Реализованный опыт |
|                            | 7                   | 895              | 75             | 2,5                    |            | Мысленный опыт     |

Таким образом, экспериментально доказано, что диффузионное насыщение поверхности чугуна марганцем способствует созданию высокопрочного карбидного слоя на поверхности и упрочненной подзоне, наличие которых вызывает значительное увеличение износостойкости серого чугуна.

## Л и т е р а т у р а

И. В. В. Н а л и м о в, Н. А. Ч е р н о в а. Статистические методы планирования экстремальных экспериментов. Изд-во "Наука", 1965.

## ЖАРОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ С ХРОМОВЫМИ И ХРОМКРЕМНИЕВЫМИ ДИФфуЗИОННЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Л.Г.Ворошнин, Г.В.Борисенко, Ф.С.Новик, Ф.Г.Ловшенко

Роль высоких температур в современной технике непрерывно возрастает. Это в свою очередь требует непрерывного увеличения объема производства дорогостоящих жаропрочных сталей и сплавов. Если надежные, работающие при высоких температурах не несут значительных нагрузок, представляется возможным, в ряде случаев, заменить дорогостоящие жаропрочные стали обычными конструкционными, приняв предварительно соответствующие меры защиты их от окисления. Указанными причинами и объясняется тот повышенный интерес, который появляется в настоящее время к разработке и исследованию различного рода жаростойких покрытий, в том числе и диффузионных.

Ниже приводятся результаты исследования влияния диффузионного хромирования и хромосилицирования на жаростойкость углеродистых сталей (ОВКП, сталь 45). Исследования выполнены с использованием математических методов планирования экспериментов.

Хромирование осуществлялось из смеси порошков феррохрома (марки Х75), окиси алюминия и хлористого аммония. В качестве независимых переменных выбраны: температура хромирования,  $^{\circ}\text{C}$  ( $X_1$ ), количество феррохрома в насыщающей смеси, % ( $X_2$ ), количество хлористого аммония, % ( $X_3$ ) и время насыщения, часы ( $X_4$ ). Окись алюминия добавлялась в насыщающую смесь до 100%.

Параметром оптимизации являлся весовой показатель скорости газовой коррозии, который рассчитывался по формуле

$$K_{\text{вес}}^+ = \frac{g - g_0}{S_0 t},$$

где  $K_{\text{вес}}^+$  - весовой показатель газовой коррозии,  $\text{г}/\text{м}^2 \cdot \text{ч}$  ;  
 $g_0$  - начальный вес образца, г ;  
 $g$  - вес образца с продуктами коррозии после испытаний, г ;  
 $S_0$  - поверхность образца,  $\text{м}^2$  ;  
 $t$  - время испытания, ч.

Образцы испытывались на жаростойкость в муфельных печах при температуре 1000°C в течение 16 часов. Каждый образец помещался в индивидуальный, прокаленный до постоянного веса фарфоровый тигель. Везикуляция образцов производилась вместе с тиглем.

План экспериментов (дробная реплика  $2^{4-1}$  с определяющим фактором  $I = -X_1X_2X_4$ ), условия их проведения и полученные результаты приведены в табл. I. Каждый из факторов варьировался на 2-х уровнях  $+I$  и  $-I$ , закодированных в табл. I знаками "+" и "-".

Т а б л и ц а I

Хромирование на порошков.  
Матрица планирования и результаты опытов

| Факторы                   |       | $t$ ,<br>°С | $X_{75}$ ,<br>% | $NH_4Cl$ ,<br>% | $\tau$ ,<br>ч. | Весовой показатель скорости газовой коррозии, г/м <sup>2</sup> ·ч. |            |
|---------------------------|-------|-------------|-----------------|-----------------|----------------|--|------------|
| К с д                     | $X_0$ | $X_1$       | $X_2$           | $X_3$           | $X_4$          | У  |            |
| I                         | 2     | 3           | 4               | 5               | 6              | 7  |            |
| Основной уровень (0)      |       | 1050        | 70              | 2               | 6              | Среднее  | Среднее 45 |
| Интервал варьирования (J) |       | 100         | 15              | 2               | 2              |  |            |
| Верхний уровень (+I)      |       | 1150        | 85              | 4               | 8              |  |            |
| Нижний уровень (-I)       |       | 950         | 55              | 0               | 4              |  |            |
| Опыты                     | I     | +           | -               | -               | -              | 85,0   | 71,2       |
|                           | 2     | +           | +               | -               | +              | 14,4   | 57,5       |
|                           | 3     | +           | -               | +               | +              | 92,5   | 58,8       |
|                           | 4     | +           | +               | +               | -              | 6,1  | 33,2       |
|                           | 5     | +           | -               | -               | +              | 58,0   | 58,5       |

| I                  | 2       | 3 | 4 | 5 | 6 | 7    |      |
|--------------------|---------|---|---|---|---|------|------|
|                    | 6 +     | + | - | + | + | 25,0 | 3,1  |
|                    | 7 +     | - | + | + | + | 37,3 | 11,4 |
|                    | 8 +     | + | + | + | - | 3,5  | 2,0  |
| Общ. уровень       | 9       | 0 | 0 | 0 | 0 | 1,5  | 1,3  |
|                    | 10(I) + | - | - | - | - | 94,4 | 55,6 |
|                    | 11(4) + | + | + | - | - | 7,9  | 40,8 |
|                    | 12(7) + | - | + | + | + | 29,6 | 10,8 |
| Общ. уровень 13(9) |         | 0 | 0 | 0 | 0 | 1,1  | 0,8  |

Полученные результаты позволили рассчитать линейные модели

$y = \theta_0 + \sum_{i=1}^n \theta_i X_i$ , их коэффициенты ( $\theta_i = \frac{\sum_{j=1}^n X_{ij} Y_j}{N}$ ) и доверительные интервалы коэффициентов регрессии (табл.2).

Для стали 45 линейная модель адекватно представляет результаты опытов при 5%-ном уровне значимости ( $F_{4;4;0,05} = 6,39$ ;  $F_{4;4}^{\text{эксп}} = 4,11$ ).

Величина и знак коэффициентов регрессии линейной модели позволяют оценить влияние исследованных факторов (в пределах их изменения) на скорость окисления: жаростойкость хромированной стали 45 наиболее сильно зависит от количества вводимого в смесь хлористого аммония и температуры процесса, несколько в меньшей мере от количества в смеси феррохрома и практически не зависит от времени насыщения. Причем для уменьшения скорости окисления необходимо повышать от основного уровня температуру процесса и увеличивать содержание в насыщающей смеси феррохрома и хлористого аммония.

Для стали 08K10 линейная модель:

$$Y = 40,2 - 28,0X_1 - 5,4X_2 - 9,3X_3$$

хорошо описывает локальный участок поверхности отклика (модель неадекватна). Неожиданно сильным оказался эффект взаимодействия

Т а б л и ц а 2

Результаты статистической обработки экспериментальных данных

| Марка<br>стали | $v_0$ | $v_1$ | $v_2$ | $v_3$ | $v_4$ | $\Delta v_i$ | Линейная модель                  | $S^2(y)$ | $S^2_{\text{ост}}$ | г.э.п. |
|----------------|-------|-------|-------|-------|-------|--------------|----------------------------------|----------|--------------------|--------|
| 08КП           | 40,2  | -28,0 | -5,4  | -9,3  | 2,1   | $\pm 3,53$   | $y=40,2-28,0x_1-5,4x_2-9,3x_3$   | 18,88    | 453,7              | 24,0   |
| 45             | 37,0  | -13,0 | -10,6 | -18,2 | -4,26 | $\pm 5,22$   | $y=37,0-13,0x_1-10,6x_2-18,2x_3$ | 40,95    | 168,4              | 4,II   |

$X_2 X_3$  ( $b_{23} = -11,7$ ). Значимым оказался и эффект взаимодействия  $X_1 X_3$  ( $b_{13} = 4,5$ ). Несколько лучше поверхность отклика описывается неполной квадратичной моделью:

$$y = 40,2 - 28,0X_1 - 5,4X_2 - 9,3X_3 - 11,9X_2X_3 + 4,5X_1X_3$$

$$(F_{\text{экср.}} = 14,3 ; F_{\text{табл.}} = 18,0).$$

Следующим этапом планирования являлось крутое восхождение к максимуму по градиенту линейной модели. Несмотря на то, что линейная модель для стали 08КП неадекватна, было решено все же реализовать крутое восхождение по градиенту линейной модели, так как движение по градиенту нелинейной модели практически трудно осуществимо. Условия проведения экспериментов и полученные результаты приведены в табл.3.

Т а б л и ц а 3

Хромирование. Крутое восхождение по градиенту  
линейных моделей

| Факторы | $t$ ,<br>°C | X75,<br>% | NH <sub>4</sub> Cl,<br>% | $\tau$ ,<br>ч. | Весовой пока-<br>затель ско-<br>рости газовой<br>коррозии,<br>г/м <sup>2</sup> .ч. |
|---------|-------------|-----------|--------------------------|----------------|--|
| К о д   | $X_1$       | $X_2$     | $X_3$                    | $X_4$          | $Y_1$  |
| I       | 2           | 3         | 4                        | 5              | 6  |

Сталь 08КП

|                     |       |       |       |      |
|---------------------|-------|-------|-------|------|
| $\theta_i$          | -28,0 | -5,4  | -9,3  | +2,1 |
| $\theta_i \times J$ | -2800 | -81,0 | -18,6 | 4,2  |
| Шаг                 | 50    | 1,5   | 0,3   | 0    |

| I                | 2    | 3    | 4   | 5 | 6    |
|------------------|------|------|-----|---|------|
| Анодевый опыт I  | II00 | 71,5 | 2,3 | 6 | -    |
| Реализован. -" 2 | II50 | 73,0 | 2,6 | 6 | 2,56 |
| "- " 3           | I200 | 74,5 | 2,9 | 6 | 2,25 |
| Анодный -" 4     | I200 | 76,0 | 3,2 | 6 | -    |
| Реализован. -" 5 | I200 | 77,5 | 3,5 | 6 | 1,37 |
| "- " 6           | I200 | 79,0 | 3,8 | 6 | 1,19 |
| "- " 7           | I200 | 80,5 | 4,1 | 6 | 2,75 |
| "- " 8           | I200 | 82,0 | 4,4 | 6 | 16,3 |

Сталь 45

|                     |       |       |       |        |
|---------------------|-------|-------|-------|--------|
| $\theta_i$          | -13,0 | -10,6 | -18,2 | -4,26  |
| $\theta_i \times J$ | -1300 | -159  | -36,4 | -8,52  |
| ш а г               | 25    | 3,0   | 0,7   | -0,167 |

|                    |      |    |     |       |      |
|--------------------|------|----|-----|-------|------|
| Реализован. опыт I | I075 | 73 | 2,7 | 6,167 | 1,25 |
| "- " 2             | II00 | 76 | 3,4 | 6,334 | 2,12 |
| "- " 3             | II25 | 79 | 4,1 | 6,501 | 3,0  |
| "- " 4             | II50 | 81 | 4,8 | 6,668 | 4,70 |
| Анодный -" 5       | II75 | 84 | 4,8 | 6,834 | -    |
| Реализован. -" 6   | I200 | 87 | 4,8 | 7,0   | 5,63 |

Лучший результат для стали 08КП ( $K_{\text{вес}}^+ = 1,19$ ) был достигнут в 6 опыте, а для стали 45 ( $K_{\text{вес}}^+ = 1,25$ ) - в 5-м опыте крутого восхождения. Так как жаростойкость сталей 08КП и 45, хромированных по лучшим из исследованных режимам, близка к жаростойкости специальных сталей 16ХНТ ( $K_{\text{вес}}^{16} = 0,95$ ), Х25Т ( $K_{\text{вес}}^{16} = 1,12$ ) и в 60 раз превосходит жаростойкость незащищенных сталей, на первом этапе исследований наиболее значимые эксперименты по отысканию оптимальных режимов хромирования решено было не проводить.

Исследование кинетики окисления и термостойкости диффузионных

Покрытие выполнено на сталях, хромированных по оптимальному режиму:  
 ОКВК -  $t = 1200^{\circ}\text{C}$ ;  $X_{\text{Cr}} = 79\%$ ;  $\text{NH}_4\text{Cl} = 3,8\%$ ;  $\text{Al}_2\text{O}_3 = 17,2\%$ ;  
 $t = 6 \text{ ч.}$

45 -  $t = 1075^{\circ}\text{C}$ ;  $X_{\text{Cr}} = 73\%$ ;  $\text{NH}_4\text{Cl} = 2,7\%$ .

### ТЕРМОСТОЙКОСТЬ ХРОМИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

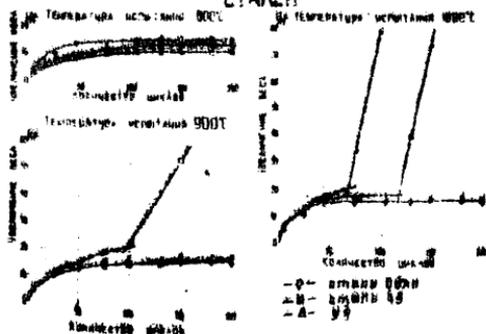


Рис. 1

### КИНЕТИКА ОКИСЛЕНИЯ ХРОМИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

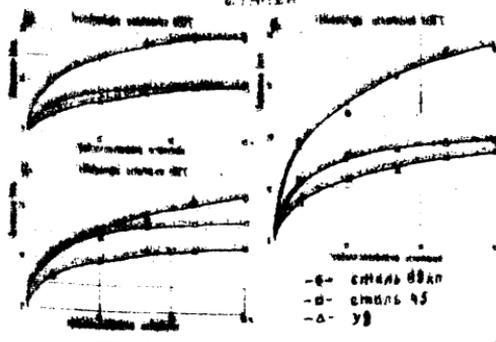


Рис. 2

Жаростойкость исследовалась при температурах 800, 900 и 1000°C в течение 45 часов. Вывозимание проводилось через каждые 15 часов. Термостойкость исследовалась при нагреве до тех же температур. Продолжительность одного цикла испытаний составляла 10 мин. (5 мин. нагрев - 5 мин. охлаждение). Полученные результаты приведены на рис. 1 и 2.

Кинетика окисления хромированных сталей удовлетворительно подчиняется параболическому временному закону. Большой жаростойкостью обладают карбидные диффузионные покрытия (стали 45 и У8). Покрытия из  $\alpha$ -твердого раствора по жаростойкости уступают карбидным, особенно при высоких температурах окисления (1000°C и выше).

Хромовые покрытия на всех исследованных сталях обладают сравнительно высокой термостой-

коотью: на стали 08КП при всех исследованных режимах термостойкости они выдерживают без разрушения более 200 тепломен. На стали 45 - при 800°C более 200 тепломен, а при 900 и 1000°C - 100 и 65 тепломен соответственно. С повышением содержания углерода в стали термостойкость карбидных покрытий увеличивается. Так, на стали У8 катастрофическое окисление при температуре 1000°C начинается лишь после 115 циклов нагрева и охлаждения. При более низких температурах термостойкости диффузионное хромовое покрытие на этой стали после 200 тепломен не разрушалось.

По аналогичной методике проводилось исследование жаростойкости хромосилицированных сталей 08КП и 45. С этой целью была выбрана и реализована 1/4 реплика типа  $2^{5-2}$  с определяющим контрастом  $I = X_1 X_2 X_3 = X_3 X_4 X_5 = X_1 X_2 X_3 X_4$  (табл.4).

Т а б л и ц а 4

Хромосилицирование. Матрица планирования и результаты экспериментов

| Факторы                   | $t, \text{ } ^\circ\text{C}$ |       | $g_i, \%$ | X75, % | $\text{NH}_4\text{Cl}, \%$ | $\tau, \text{ ч.}$ | Весовой показатель скорости газовой коррозии, $\text{г/м}^2 \cdot \text{ч.}$ |          |
|---------------------------|------------------------------|-------|-----------|--------|----------------------------|--------------------|--|----------|
| К о д                     | $X_0$                        | $X_1$ | $X_2$     | $X_3$  | $X_4$                      | $X_5$              |  |          |
| I                         | 2                            | 3     | 4         | 5      | 6                          | 7                  | 8  |          |
| Основной уровень (0)      |                              | 1000  | 5         | 55     | 3                          | 6                  | Сталь 08КП   | Сталь 45 |
| Интервал варьирования (5) |                              | 50    | 2         | 15     | 2                          | 2                  |  |          |
| Верхний уровень (+I)      |                              | 1050  | 7         | 70     | 5                          | 8                  |  |          |
| Нижний уровень (-I)       |                              | 950   | 3         | 40     | 1                          | 4                  |  |          |

|              | 1     | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8     |      |
|--------------|-------|---|---|---|---|---|---|-------|------|
| Опыты        | 1     | + | - | - | - | - | - | 26,15 | 17,1 |
|              | 2     | + | + | + | - | - | - | 16,15 | 4,3  |
|              | 3     | + | - | - | + | + | - | 19,23 | 6,5  |
|              | 4     | + | + | - | + | - | + | 6,54  | 1,0  |
|              | 5     | + | - | + | + | - | + | 4,73  | 3,2  |
|              | 6     | + | + | - | - | + | + | 1,77  | 0,9  |
|              | 7     | + | - | + | - | + | + | 1,73  | 1,1  |
|              | 8     | + | + | + | + | + | - | 1,92  | 1,5  |
| Осн. уровень | 9     |   | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 1,81  | 1,5  |
|              | 10(1) | + | - | - | - | - | - | -     | 20,0 |
|              | 11(7) | + | - | + | - | + | + | 1,15  | 0,7  |
|              | 12(4) | + | + | - | + | - | + | 9,88  | 0,7  |
| Осн. уровень | 13(9) |   | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 1,62  | 1,0  |

Результаты статистической обработки полученных данных приведены в табл.5. Испытания на жаростойкость проводились при 1000<sup>0</sup>С в течение 26 часов.

Табличные значения F - критерия (45 - F<sub>3,4;0,05</sub> = 6,59; ОКП - F<sub>2,3;0,05</sub> = 9,55) при 5%-ном уровне значимости меньше экспериментальных, поэтому гипотеза об адекватности линейных моделей не отвергается.

Было принято решение редуцировать крутое восхождение по градиенту линейных моделей (табл.6).

Полученные результаты позволяют утверждать, что оптимальными режимами хромосилицирования являются следующие:

ОМКП - t = 1040<sup>0</sup>С, Si = 6,7%; X75 = 61%, NH<sub>4</sub>Cl = 4,8%;

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> = 27,5%; T = 9 ч.

45 - t = 1020<sup>0</sup>С; Si = 5,5%; X75 = 58%, NH<sub>4</sub>Cl = 3,6%;

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> = 32,9%; T = 6,9 ч.

Таблица 5

Результаты статистической обработки экспериментальных  
данных

| Марка<br>стали | $B_0$ | $B_1$ | $B_2$ | $B_3$ | $B_4$ | $B_5$ | $\Delta \theta_1$ | Линейная модель  | $S^2\{y\}$ | $S_{adj}^2$ | $F_{эксп.}$ |
|----------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------------------|--|------------|-------------|-------------|
| 08Мп           | 9,78  | -3,18 | -3,64 | -1,67 | -3,61 | -6,09 | +1,13             | $y = 9,78 - 3,18x_1 -$<br>$-3,64x_2 - 1,67x_3 -$<br>$-3,61x_4 - 6,09x_5$ | 1,92       | 7,02        | 3,65        |
| 45             | 4,45  | -2,53 | -1,93 | -1,40 | -1,95 | -2,53 | +1,69             | $y = 4,45 - 2,53x_1 -$<br>$-1,93x_2 - 1,95x_4 -$<br>$-2,53x_5$           | 4,28       | 11,85       | 2,77        |

### КИНЕТИКА ОКИСЛЕНИЯ ХРОМОСИЛЦИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

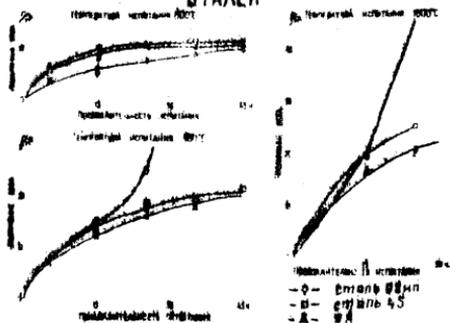


Рис.3

### ТЕРМОСТОЙКОСТЬ ХРОМОСИЛЦИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

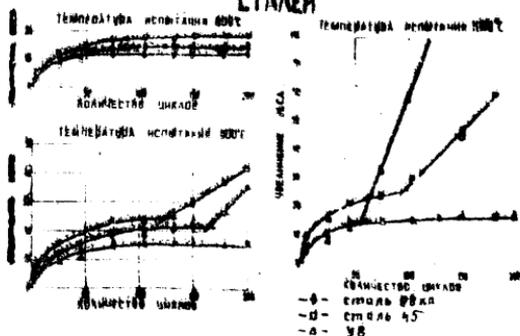


Рис.4

Исследование кинетики окисления хромо-силицированных сталей и термостойкости диффузионных покрытий проводилось по методике, основной для хромированных сталей. Результаты экспериментов приведены на рис.3 и 4.

Как и в случае хромирования кинетика окисления хромкремниевых карбидных покрытий удовлетворительно описывается параболическим законом. Параболический закон окисления хромо-силицированной стали ОКП соблюдается лишь при сравнительно низких температурах окисления (800°C).

Термостойкость хромкремниевых диффузионных покрытий на сталях 45 и У8 несколько выше, чем хромовых, а на стали ОКП - ниже.

Т а б л и ц а 6

Хромосилицирование, крутое вохождение  
по градиенту линейных моделей

| Ф а к т о р ы | $t$ ,<br>°C    | $S_i$ ,<br>%   | X75,<br>%      | NH <sub>4</sub> Cl,<br>% | $\tau$ ,<br>ч. | $K^+$<br>вес., г/м <sup>2</sup> .ч. |
|---------------|----------------|----------------|----------------|--------------------------|----------------|-------------------------------------|
| К о д         | X <sub>1</sub> | X <sub>2</sub> | X <sub>3</sub> | X <sub>4</sub>           | X <sub>5</sub> | у                                   |

## Сталь 08КП

|                     |        |       |        |       |        |
|---------------------|--------|-------|--------|-------|--------|
| $\theta_i$          | -3,18  | -3,64 | -1,67  | -3,61 | -6,09  |
| $\theta_i \times J$ | -159,0 | -7,28 | -25,05 | -7,22 | -12,18 |
| Шаг                 | 20     | 0,85  | 3,0    | 0,9   | 1,5    |

|                    |      |      |    |     |     |      |
|--------------------|------|------|----|-----|-----|------|
| Реализован. опыт I | I020 | 5,85 | 58 | 3,9 | 7,5 | 1,3  |
| "- " 2             | I040 | 6,7  | 61 | 4,8 | 9,0 | 0,85 |
| "- " 3             | I060 | 7,55 | 64 | 5,4 | 9,0 | 4,2  |
| Мысленный "- 4     | I080 | 8,4  | 67 | 5,4 | 9,0 | -    |
| Реализован. "- 5   | II00 | 9,25 | 70 | 5,4 | 9,0 | 6,3  |
| Мысленный "- 6     | II20 | 10,1 | 73 | 5,4 | 9,0 | -    |

## Сталь 45

|                     |        |       |       |       |       |
|---------------------|--------|-------|-------|-------|-------|
| $\theta_i$          | -2,53  | -1,93 | -1,4  | -1,95 | -2,53 |
| $\theta_i \times J$ | -126,5 | -3,86 | -21,0 | -3,90 | -5,06 |
| Шаг                 | 20     | 0,5   | 3,0   | 0,6   | 0,9   |

|                    |      |     |    |     |     |      |
|--------------------|------|-----|----|-----|-----|------|
| Реализован. опыт I | I020 | 5,5 | 58 | 3,6 | 6,9 | 0,77 |
| "- " 2             | I040 | 6,0 | 61 | 4,2 | 7,8 | 0,81 |
| "- " 3             | I060 | 6,5 | 64 | 4,8 | 8,7 | 2,3  |
| Мысленный "- 4     | I080 | 7,0 | 67 | 5,4 | 9,6 | -    |
| Реализован. "- 5   | II00 | 7,5 | 70 | 5,4 | 9,6 | 2,1  |
| Мысленный "- 6     | II20 | 8,0 | 73 | 5,4 | 9,6 | -    |
| Реализован. "- 7   | II40 | 8,5 | 76 | 5,4 | 9,6 | 2,9  |

## В ы в о д ы

1. Как хромирование, так и хромосилицирование являются надежной защитой углеродистых сталей от окисления до температур порядка  $900^{\circ}\text{C}$ .

2. По окислостойкости в исследованном интервале температур хромированные и хромосилицированные углеродистые стали практически не уступают специальным нержавеющим сталям типа X18H9T и X25T.

3. Хромирование и хромосилицирование следует рассматривать как два равноценных процесса повышения жаростойкости углеродистых сталей. Какими-либо специфическими преимуществами хромосилицирование перед хромовыми не обладает.

## СТАРЕНИЕ МОЛИБДЕНСИЛИЦИРОВАННЫХ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ

Л.С.Ляхович, Л.Н.Косачевский, Ф.В.Долманов

Форма кривой предельной растворимости молибдена в железе показывает, что сплавы системы Fe-Mo способны к дисперсионному твердению. Некоторые сведения о распаде переохлажденного молибденистого феррита имеются в литературе [ 1, 2 ]. Указывается, что выделяющейся фазой является соединение  $Fe_2Mo$ , однако большинство исследователей, изучающих диаграмму состояний Fe - Mo, находят только два интерметаллида  $Fe_7Mo_6$  и  $FeMo$ . Это противоречие объясняется предположением авторов [ 4 ] о том, что фаза  $Fe_2Mo$  в чистом виде не образуется, но ее выделению способствуют примеси, в частности указывается на кремний. Об упрочнении старением диффузионных молибденированных слоев упоминается в [ 3 ]. Задачей нашего исследования явилось изучение процессов старения молибденосилицированных слоев, определение оптимальных параметров старения, изучение структуры слоя после старения.

Материалом для исследования служило железо-железо. Температура молибденосилицирования -  $1100^{\circ}C$ , время - 4 ч, насыщение проводилось из ванны, содержащих 50%  $Na_2MoO_4$  и 50%  $Na_2SiO_4$ . Перед обработкой поверхность образцов, выполненных в виде шайб  $\varnothing 25$  и высотой 8 мм, полировалась. После насыщения образцы закаливались в воде с температуры  $1100^{\circ}C$ . Для проведения измерений микротвердости, электронномикроскопического и рентгеновского анализа поверхность удалялась только в кратковременной полировке на фетровом круге. Рентгеновский анализ осуществлялся на установке УРС-50М с использованием нефльтрованного железного излучения. Травление поверхности для электронномикроскопического исследования проводилось трехпроцентным раствором  $HNO_3$  в спирте, время травления сильно уменьшалось по мере развития процессов старения. Старение образцов во избежание окисления проводилось в свинцовой ванне. По окончании изотермической выдержки образцы охлаждались в воде, слегка полировались и подвергались необходимым исследованиям. Кривые изменения микротвердости при увеличении времени изотермического старения для

различных температур представлены на рис. 1. Анализируя приведенные данные, нетрудно заметить, что при температурах 300 и 400°C эффекта упрочнения не наблюдается. Старение при 500°C несколько повышает твердость слоя, максимальная микротвердость зафиксирована после обработки при 600°C, а температуры 700 и 800°C являются чрезмерно высокими, приводящими к сильному разупрочнению. Для более точного определения оптимальной температуры и времени старения были исследованы температуры, лежащие вблизи 600°C: 580; 610; 640°C. Одновременно с молибденосилицированными образцами исследовались и молибденированные. Насыщение молибденом проводилось также при 1100°C в течение 4 часов из ванны состава - 100%  $\text{Na}_2\text{MoO}_4$ . Полученные данные приведены на рис. 2. На эти же графики нанесены кривые зависимости параметра решетки от длительности старения.

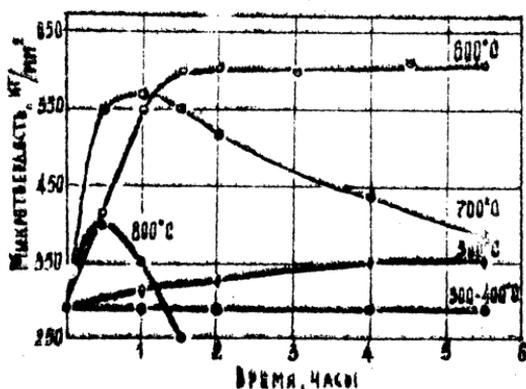


Рис. 1. Зависимость микротвердости от времени старения

и скорости движения диаграммной ленты 2400 мм/ч. Угловое положение интерференционного максимума определялось относительно отсчета автоматического отсчетчика, дающего отметки через 6 угловых минут.

Приведенные данные показывают, что увеличение продолжительности старения при температурах 580 и 610°C для молибденосилицированных слоев способствует постоянному, хотя и незначительному, увеличению твердости. Кривая же для температуры 640°C имеет слабо выраженный максимум, причем, при этой температуре после полутора

Определение параметра элементарной решетки феррита проводилось по линии (110)<sub>α</sub>. Использование линии с большим брэгговским углом в данном случае нецелесообразно из-за большого размытия, кроме того, сильное изменение параметра решетки позволяет получать достоверные данные по линии (110)<sub>α</sub>. Съемка велась при скорости вращения счетчика 1°/мин.

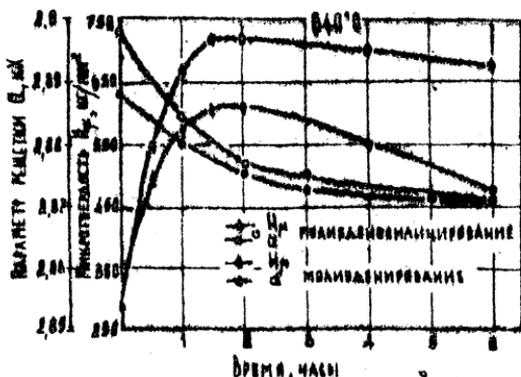


Рис. 2. Влияние времени старения на параметр решетки и микротвердость при оптимальном режиме старения.

цирования (2,899 кА) больше, чем для молибденирования (2,891 кА). Большая степень упрочнения молибденосилицированных слоев, по-видимому, связана с большей равномерностью параметров решеток в выделенном и состаренном состоянии, а также тем, что присутствующий в твердом растворе кремний способствует выделению фазы  $Fe_2Mo$ . Однородная кинетика процесса старения, однотипные микроструктуры, близкие значения микротвердости позволяют заключить, что в случае чистого молибденирования выделяется фаза  $Fe_2Mo$ . Исследование процесса старения молибденосилицированных слоев на сталях показало, что  $\alpha$ -твердый раствор, расположенный под слоем карбида  $Me_3C$  существенно не упрочняется. Рентгеновское определение параметра решетки такого выделенного феррита показало малое отличие от равновесного при комнатной температуре.

### В ы в о д и

1. Армиро-железо, подвергнутое диффузионному молибденосилицированию способно к дисперсионному твердению с повышением твердости от 250 до 720 кг/мм<sup>2</sup>.

2. Оптимальный режим термобработки — выдержка с температурой 1100°C в воде и старение при температуре 640°C в течение 1,5 часов.

## Л и т е р а т у р а

1. Д ж . В . Н з в я н е р к . Отвершие сплавов. М., Металлургиздат, 1962.
2. Н . С . У м о н о в и й . Рентгенография металлов. Metallurgizdat, 1961.
3. А . Н . М и н к о в и ч . Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М., Машиностроение, 1965.
4. Р . В . С и в о л о в д р а , В . И . Г л а д и м и р с к и й . Изв. АН СССР. "Неорганические материалы". 2, № 16, 1966.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ НАСЫЩАЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ДИФфуЗИОННОМ  
СЛОЕ ПРИ ХРОМОСИЛИЦИРОВАНИИ

Л.С.Дякович, Л.Н.Косачевский,  
В.Г.Елгинова, Ф.В.Долменов

Для оценки поведения хромосилицированных изделий в агрессивных средах и при повышенных температурах, а также для выбора оптимальных технологических параметров представляет интерес изучение распределения хрома и кремния по глубине диффузионного слоя.

С этой целью локальному спектральному анализу были подвергнуты образцы вольфрама-железа, прошедшие электролитное хромосилицирование из составов и при температурах, указанных в табл. I.

Т а б л и ц а I

Режимы хромосилицирования

| Температура,<br>°C | Время,<br>ч. | Состав расплава, весовые %  |   |   |
|--------------------|--------------|---|---|---|
|                    |              | 10 Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub><br>80 Na <sub>2</sub> SiO <sub>4</sub><br>10 NaCl | 15 Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub><br>75 Na <sub>2</sub> SiO <sub>4</sub><br>10 NaCl | 20 Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub><br>70 Na <sub>2</sub> SiO <sub>4</sub><br>10 NaCl |
| 1000               | 5            |   |   |   |
| 1050               | 5            | —   | —   | —   |
| 1100               | 5            | —   | —   | —   |

Анализ проводился на спектрографе ИСП-28 медными электродами с длительностью обжига 10 сек. и экспозицией 35 сек. в искровом режиме. Глубина повреждения поверхности при этом не превышала 3 - 5 мк.

Металлографический и рентгеноструктурный анализы показали, что диффузионный слой, при всех указанных выше режимах и составах расплава, представляет собой твердый раствор хрома и кремния в α-Fe.

Результаты анализа приведены на рис. 1.

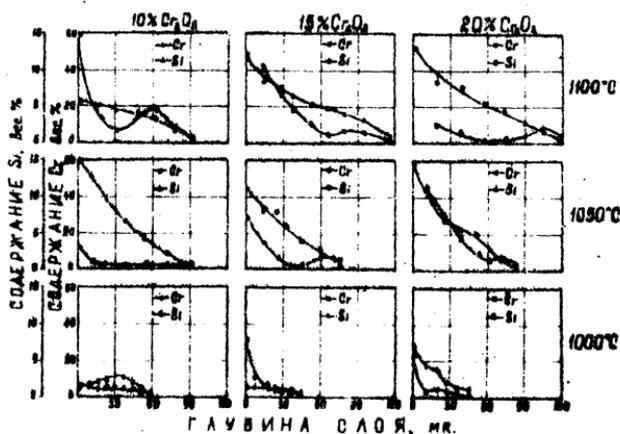


Рис. 1. Распределение хрома и кремния по глубине хромосилицированного слоя

С повышением в расплаве содержания  $Cr_2O_3$ , при всех исследованных температурах, концентрация хрома на поверхности интенсивно растет до содержания в расплаве 15%  $Cr_2O_3$  и менее заметно — от 15 до 20%  $Cr_2O_3$ . Таков же характер изменения и количества хрома, идущего на образование диффузионного слоя. Это количество принималось пропорциональным площадям графиков под соответствующими кривыми. Что касается кремния, то его концентрация и количество изменяются менее заметно. Сравнение проводилось в зонах слоя, немного отстоящих ( $\sim 10$  мм) от поверхности, во избежание ошибки от освежения аморфного кремния на самой поверхности при насыщении.

С повышением температуры концентрация хрома и его количество в слое интенсивно растет почти одинаково для всех расплавов. Закономерность изменения концентрации и количества кремния с температурой оказалась более сложной, чем связано, по нашему мнению, с взаимным влиянием хрома и кремния на растворимость их в  $\alpha-Fe$ , причем влияние хрома является подавляющим, что обусловлено большей концентрацией хрома в твердом растворе и его меньшей диффузионной подвижностью. Концентрация хрома по глубине слоя монотонно снижает-

ся. В распределении кремния, почти во всех случаях, после значительного снижения концентрации в подповерхностных зонах, наблюдается рост содержания кремния, сменяющийся дальнейшим падением. Указанное явление объясняется пренебрежением диффузионного потока, возникающего вследствие градиента химического потенциала над концентрационным потоком. В связи с тем, что хром увеличивает растворимость кремния в железе, уменьшение концентрации хрома приводит к уменьшению химического потенциала, способствующего восходящей диффузии кремния. Концентрация хрома, которому соответствует минимальное содержание кремния, для каждой температуры остается постоянным. Так, минимуму кремния при  $1100^{\circ}\text{C}$  соответствует 20% хрома.

### В ы ы ы

1. Одновременное насыщение железа хромом и кремнием приводит к образованию сложного легированного феррита с содержанием Cr до 60% и Si до 10%. Концентрация хрома в диффузионном слое растет с повышением температуры процесса и содержания в расплаве  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ .

2. Наиболее оптимальными являются распределение Cr и Si по глубине слоя в случае с 15%  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  при температуре  $1100^{\circ}\text{C}$ . Глубина слоя после насыщения по приведенному режиму составляет  $100 + 110$  микрон с пологим и плавным спадом концентрации элементов. Конкурирующим режимом может служить ванна с 20%  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  при температуре  $1050^{\circ}\text{C}$ , однако в этом случае недостатком является некоторая уменьшение вязкости расплава.

3. Значительные концентрации хрома и кремния в диффузионном слое обеспечивают высокую коррозионную устойчивость и жаростойкость покрытия.

### Л и т е р а т у р а

1. Д. С. Л я х о в и ч , Ф. В. Д о л г и н о в . Электролитное хромоцианирование. Сб. "Новое в термообработке". Рига, 1969.

## БОРИРОВАНИЕ ХРОМИСТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Д.С.Ляхович, Б.А.Куликовский, Л.Г.Воршнин

В связи с положительным опытом использования борирования для упрочнения штампового инструмента [1, 2, 3 и др.] определенными интересом приобретает сравнительные исследования кинетики формирования слоев боридных слоев углеродистых и легированных инструментальных сталей.

Необходимость подобного исследования диктовалась также теми трудностями, с которыми нам пришлось столкнуться при внедрении процесса борирования для упрочнения штампов холодной штамповки (изменение размеров, окисление слоя и т.д.).

Ниже приведены результаты исследования кинетики формирования и свойств боридных слоев хромистых инструментальных сталей: ШХ15, 7Х3, Х12Ф1 и ХХ13. Для сравнения аналогичные исследования выполнены на стали У10.

Борирование проводилось при температурах 950, 1000 и 1050<sup>0</sup>С в течение 2,4 и 6 часов. Для насыщения использованы расплавы:

1. 30% В<sub>4</sub>С + 70% Na<sub>2</sub> В<sub>4</sub>О<sub>7</sub>,                      2. 30% SiC + 70% Na<sub>2</sub> В<sub>4</sub>О<sub>7</sub>.

Влияние условий насыщения на глубину боридного слоя показано на рис. 1.

При повышении температуры и увеличении времени насыщения глубина боридного слоя изменяется по законам, близким и экспоненциальному и параболическому. В случае насыщения на расплаве бурм с карбидом кремния (30%) указанные закономерности соблюдаются достаточно строго. Это обусловлено тем, что при насыщении в указанном расплаве образуются практически однофазные боридные слои, состоящие из боридов Fe<sub>2</sub>B. При борировании в расплаве: 30% В<sub>4</sub>С + 70% Na<sub>2</sub> В<sub>4</sub>О<sub>7</sub>, образуются двухфазные (FeB + Fe<sub>2</sub>B) боридные слои. Относительное содержание высокобористой фазы (FeB) в диффузионном слое хромистых инструментальных сталей достигает 45-65%. С увеличением в стали кроме относительное содержание FeB в слое увеличивается. Аналогично влияют повышение температуры процесса и увеличение времени насыщения. Изменение в соотношении боридных фаз в диффузионном слое

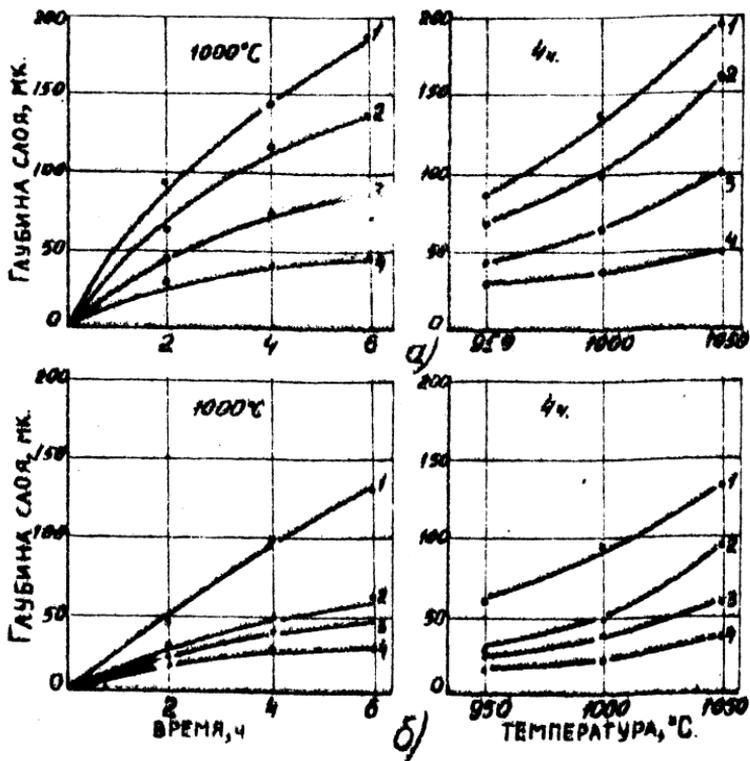


Рис. 1. Влияние температуры и времени на глубину боридного слоя при насыщении из расплава

70%  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$  + 30%  $\text{B}_2\text{C}$  (а) и  
70%  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$  + 30%  $\text{SiC}$  (б).

1 - 7X3; 2 - У10; 3 - Х12Ф; 4 - 3Х13

при изменении условий насыщения - температуры и времени - вызывает отклонение от наблюдаемых обычно закономерностей роста диффузионных слоев: экспоненциальной и параболической. Однако указанные отклонения не очень существенны. Диффузионные слои на хромистых инструментальных сталях не имеют ярко выраженного игольчатого строения, характерного для углеродистых сталей, и отличаются большей

сплошностью.

Хром снижает глубину боридного слоя. Снижение средней глубины боридного слоя при борировании хромистых сталей происходит в основном за счет уменьшения максимальной глубины проникновения боридных игл. Непосредственно под боридным слоем наблюдается повышенное количество карбидных включений ( $Cr_{23}C_6$ ), вероятно легированных бором.

Сравнение результатов, полученных при насыщении из различных расплавов, свидетельствует о том, что первый расплав (30%  $B_4C$  + 70% буры) обладает большей насыщающей способностью. Скорость формирования боридных слоев в указанном расплаве в 2-2,5 раза выше чем в расплаве с карбидом кремния.

Этим же объясняется и различный фазовый состав диффузионных слоев, полученных в разных расплавах.

При изучении кинетики формирования боридных слоев установлен весьма важный факт: для каждой марки стали существует оптимальная глубина боридного слоя, превышение которой нежелательно, так как это приводит к скалыванию диффузионного слоя в процессе термической обработки и особенно в процессе эксплуатации.

В случае борирования в расплаве буры с карбидом бора (30%) глубина боридного слоя не должна превышать: на стали У10 - 100-130 мк, на стали Х12Ф1 - 50-70 мк, на стали 7Х13 - 80-90 мк и на ЭХ13 - 30-40 мк.

При указанных глубинах боридных слоев скалывания их в процессе термической обработки не происходит. (Причины образования сколов в боридных слоях рассмотрены в [4]). Оптимальными следует считать нижние из приведенных значений. Однофазные боридные слои (полученные в расплаве буры с карбидом кремния) менее склонны к скалыванию, однако и в этом случае глубина слоя не должна превышать указанных величин. В случае насыщения исследованных сталей по оптимальным режимам чистота (шероховатость) поверхности в процессе борирования практически не изменяется.

При борировании также как и при других видах химико-термической обработки происходит увеличение размеров обрабатываемых изделий. Поскольку борированию подвергаются окончательно механически обработанные изделия, вопрос изменения размеров приобретает исключительно важное значение. Особенно важен этот вопрос для штам-

пов с "жесткими" допусками по размеры.

Проведенные исследования показали, что изменение размеров в процессе борирования прямо пропорционально глубине боридного слоя (рис. 2) и может быть описано простыми уравнениями:

1. Борирование в расплаве: 30%  $B_4C$  + 70%  $Na_2B_4O_7$

сталь У10 -  $\Delta l = 0,30y + 9$ ;

7Х3 -  $\Delta l = 0,31y - 0,9$ ;

Х12Ф1 -  $\Delta l = 0,25y - 2,5$ ;

ЗХ13 -  $\Delta l = 0,22y + 6,6$ .

2. Борирование в расплаве: 30%  $SiC$  + 70%  $Na_2B_4O_7$

сталь У10 -  $\Delta l = 0,08y + 8$ ;

7Х3 -  $\Delta l = 0,17 + 10,3$ ;

Х12Ф1 -  $\Delta l = 0,028y + 11$ ;

ЗХ13 -  $\Delta l = 0,1y + 11$ ,

где  $\Delta l$  - изменение размера образца, мк;

y - глубина боридного слоя, мк.

В случае борирования в расплаве буры с карбидом бора (30%) наблюдается более значительное изменение размеров, чем при борировании в расплаве с карбидом кремния.

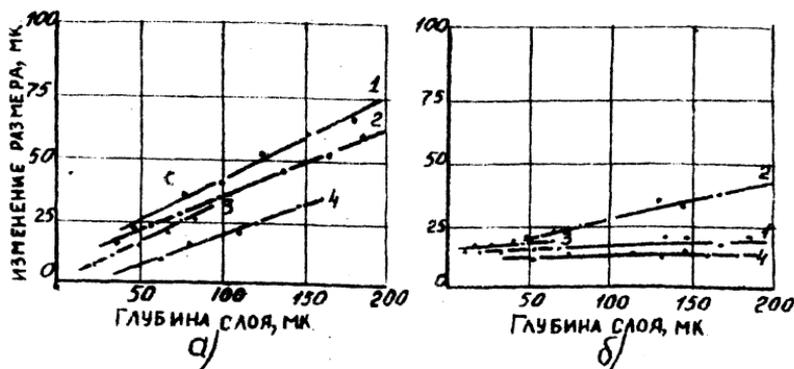


Рис. 2. Влияние борирования на изменение размеров при насыщении из расплава

70%  $Na_2B_4O_7$  + 30%  $B_4C$  (а) и  
70%  $Na_2B_4O_7$  + 30%  $SiC$  (б)

1 - У10; 2 - 7Х3; 3 - ЗХ13; 4 - Х12Ф.

Указанная закономерность может быть объяснена меньшей плотностью борида  $\text{FeB}$  ( $7,15 \text{ г/см}^3$ ) по сравнению с  $\text{Fe}_2\text{B}$  ( $7,32 \text{ г/см}^3$ ).

Выше уже указывалось, что при борировании в расплаве бори карбидом кремния образуются практически однофазные боридные слои ( $\text{Fe}_2\text{B}$ ).

При постоянном режиме борирования изменение размеров вазьме стабильно, что позволяет ввести соответствующий допуск на механическую обработку изделий, подлежащих борированию. Борированные изделия могут быть подвергнуты только доводочным операциям механической обработки: незначительной шлифовке и полировке.

Повышение срока службы штампового инструмента в результате борирования достигается за счет значительного повышения износостойкости рабочих поверхностей. Сравнительные исследования хромистых инструментальных сталей в закаленном и низкоотпущенном состоянии и после борирования выполнены на машине типа Шкода-Савина при нагрузке 2,1 кг. В качестве контрола использовался твердосплавный диск (HRC = 74-75) диаметром 63,2 мм, толщиной 2,5 мм. Скорость вращения диска равнялась 730 об/мин. Время испытания составляло 30 мин. Износ определялся по объему вытертого диском металла. Полученные результаты показаны на рис. 3.

Тщательный анализ результатов исследования износостойкости боридных слоев, полученных в различных расплавах, при различных режимах насыщения, на сталях различного состава, показал, что износостойкость боридных слоев определяется в основном их глубиной и фазовым составом (соотношением боридных фаз в слое).

Повышение температуры и время насыщения несколько увеличивают износостойкость боридных слоев. При этом следует помнить, что глубина слоя не должна превышать некоторой определенной величины. Легирующие элементы, увеличивающие относительное содержание в слое высокопористой фазы, в том числе и хром, также несколько увеличивают (при прочих равных условиях) износостойкость боридного слоя. Однако следует заметить, что легирование стали с целью повышения износостойкости боридных слоев вряд ли целесообразно, так как эффект влияния легирующих элементов на износостойкость диффузионного слоя сравнительно невелик.

Поэтому выбор сталей для изготовления штампового инструмента должен в первую очередь определяться требованиями, предъявленными

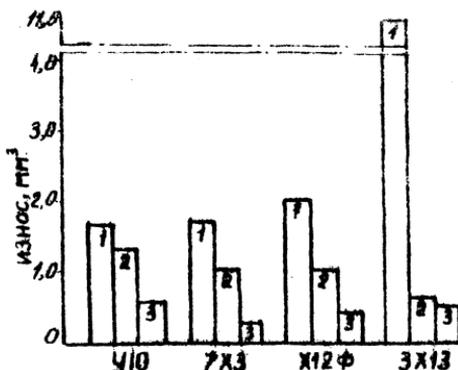


Рис. 3. Сравнительная износостойкость боридных слоев

( $t$  -  $1000^{\circ}\text{C}$ ;  $\tau$  - 6 ч)

1. Исходные образцы

У10 - закалка с температуры  $790^{\circ}\text{C}$  в воде, отпуск в течение 1 ч. при  $170^{\circ}\text{C}$ .

7Х3 - закалка с температуры  $840^{\circ}\text{C}$  в масле, отпуск в течение 1 ч. при  $170^{\circ}\text{C}$ .

Х12Ф - закалка с температуры  $970^{\circ}\text{C}$  в масле, отпуск в течение 1 ч. при  $170^{\circ}\text{C}$ .

3Х13 - закалка с температуры  $1050^{\circ}\text{C}$  в масле, отпуск в течение 1 ч. при  $170^{\circ}\text{C}$ .

2. Напыление из расплава  $70\% \text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 + 30\%$

3. Напыление из расплава  $70\% \text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 + 30\% \text{B}_4\text{C}$

к сталям по механическим свойствам, прокаливаемости, склонности к деформации в процессе термической обработки и т.д. Из вышесказанного положения вытекает еще один важный вывод: в ряде случаев для изготовления штампового инструмента, подвергнутого борированию, вместо высоколегированных штамповых сталей можно применять углеродистые или низколегированные инструментальные и даже конструкционные стали.

Этот вывод проверен в производственных условиях. Матрица из стали 40Х для вытяжки и оформления декоративного рифления замка фотоаппарата "Чайка 2" была подвергнута борированию (борирование из расплава  $30\% \text{B}_4\text{C} + 70\% \text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ ,  $t = 950^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 4$  ч) и термической обработке по следующему режиму: охлаждение с температуры закалки ( $850^{\circ}\text{C}$ ) в селитровой ванне с температурой  $120-130^{\circ}\text{C}$  в течение 15 мин. с последующим охлаждением на воздухе, отпуск при тем-

температуре 140-150°C в течение 2-х часов.

Борированной матрицей было отштамповано 23500 деталей, вместо 5000 деталей, штампуемых серийными матрицами из стали Х12Ф1. Матрица снята с испытаний в хорошем состоянии без видимых следов износа.

Борирование можно применять не только для повышения долговечности штампов горячей и холодной штамповки, но и для повышения срока службы деталей прессформ. Об этом свидетельствуют результаты промышленных испытаний борированных литниковых втулок машин литья под давлением алюминиевых сплавов "Полак 600". Литниковые втулки из стали 3Х2В8 были подвергнуты борированию при температуре 1000°C в течение 4 часов в следующих расплавах:

1. 30% В<sub>4</sub>С + 70% Na<sub>2</sub>В<sub>4</sub>О<sub>7</sub>
2. 30% SiC + 70% Na<sub>2</sub>В<sub>4</sub>О<sub>7</sub>.

Борирование в расплаве буры с ферромарганцем (20%) выполнено при температуре 950°C в течение 4-х часов. После борирования втулки подвергались закалке с температуры 1050°C в масле и отпуску при 450°C в течение 1 часа.

Серийные втулки также изготавливаются из стали 3Х2В8 и подвергаются закалке и отпуску на твердость 50-52 НРС. Стойкость серийных втулок составляет 14500 отливок. Экспериментальные втулки, борированные в первом расплаве, показали стойкость в 3 раза большую, чем серийные и в 1,5 раза большую, чем азотированные. Втулки, борированные в расплавах 2 и 3, имели стойкость в 5,5 раз большую, чем азотированные. Большая долговечность втулок, борированных в расплавах с карбидом кремния и ферромарганцем, обусловлена более высокой разгаростойкостью однофазных боридных слоев.

Для изготовления деталей прессформ вместо стали 3Х2В8 может быть с успехом применена сталь 3Х13.

#### В ы в о д ы

1. Борирование является эффективным методом повышения долговечности штампового инструмента и деталей прессформ.
2. Оптимальный режим борирования исследованных сталей следующий:  $t = 980 \pm 20^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 3-5$  ч.
3. Оптимальная глубина боридного слоя на стали У10 - 100 мк, Х12Ф1 - 50 мк, 7Х3 - 80 мк, 3Х13 - 30-40 мк.

4. Для упрочнения штампов холодной штамповки можно рекомендовать расплав: 30%  $B_4C$  + 70%  $Na_2 B_4 O_7$ .

Для упрочнения штампов горячей штамповки и деталей прессыформ - расплавы: 30%  $SiC$  + 70%  $Na_2 B_4 O_7$  или  
20%  $MnS$  + 80%  $Na_2 B_4 O_7$ .

#### Л и т е р а т у р а

1. Л. М. С о р к и н . Повышение стойкости вальцовочных штампов. "Кузнечно-штамповочное производство", № 12, 1964.

2. Л. М. С о р к и н . Повышение стойкости штампов электролизным борированием. Доклады IY Всесоюзной конференции по долговечности и надежности, Киев, 1966.

3. Л. С. Л я х о в и ч , Э. П. П у ч к о в , Л. Г. В о р о ш - н и н . Повышение стойкости матриц листовой штамповки электролизным борированием. "Кузнечно-штамповочное производство", № 12, 1968.

4. Э. П. П у ч к о в , Л. С. Л я х о в и ч , Л. Г. В о р о ш - н и н . Причины образования дрешин и сколов в боридном слое. "Проблемы металловедения и прогрессивная технология термической обработки", Минск, 1968. ♦

## К РАСЧЕТУ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Б.Э.Поляков, А.А.Кулик, Б.В.Бабушкин

При расчете остаточных и действующих при статическом и циклическом нагружениях напряжений в композитных материалах необходимо в ряде случаев учитывать различие в модулях упругости составляющих. Например, борированный стальной плоский образец состоит из стальной сердцевины площадью  $F_c$  и модулем упругости  $E_c$ , равным  $2 \cdot 10^4 \frac{\text{кг}}{\text{мм}^2}$ , и поверхностного слоя боридов площадью  $F_\delta$  с модулем упругости  $E_\delta$  (обозначим  $E_c/E_\delta$  через  $n$ ).

Рассчитаем модуль упругости борированного образца.

1. Растяжение (рис. I, в).

Нагрузка распределяется между слоем боридов  $P_\delta$  и сердцевинной  $P_c$ .

$$P = P_\delta + P_c, \text{ отсюда } P = \varepsilon (E_\delta F_\delta + E_c F_c)$$

$$\text{или } \frac{P}{\varepsilon F} = E_\delta \frac{F_\delta}{F} + E_c \frac{F_c}{F}$$

Обозначим  $\frac{F_c}{F} = 1 - \frac{2h_c}{h}$  через  $a_p$ , тогда  $\frac{F_\delta}{F} = 1 - a_p$  и модуль упругости образца

$$E_{np} = \frac{P}{\varepsilon F} = E_c a_p + E_\delta (1 - a_p). \quad (1)$$

2. Консольный изгиб (рис. I, б).

Изгибающий момент распределяется между слоем боридов  $M_\delta$  и сердцевиной  $M_c$ :  $M = M_\delta + M_c$ .

Учитывая, что

$$M_\delta = \int_{F_\delta} \sigma_\delta z dF_\delta; \quad M_c = \int_{F_c} \sigma_c z dF_c; \quad \sigma_\delta = \frac{z}{\rho} E_\delta; \quad \sigma_c = \frac{z}{\rho} E_c,$$

получим:

$$E_{np} J = M \rho = E_\delta J_\delta + E_c J_c, \quad (2)$$

где  $\rho$  - радиус кривизны;

$J, J_{\delta}, J_c$  - осевые моменты инерции образца, слоя боридов и сердцевины соответственно.

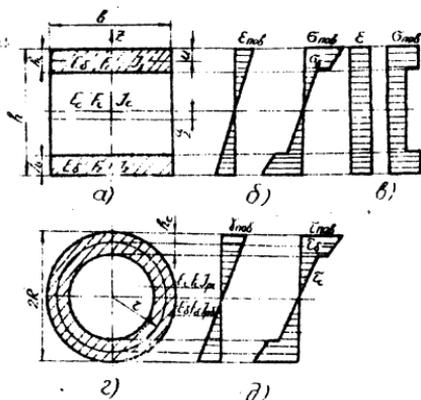


Рис. 1.

Поперечное сечение плоского образца (а), относительная деформация и напряжения при изгибе (б) и растяжении (в). Поперечное сечение круглого образца (г), относительный сдвиг и напряжения (д) при кручении.

Поскольку  $J = \frac{\delta h^3}{12}$ ;  $J_c = \frac{\delta(h-2h_c)^3}{12}$ ;  $J_{\delta} = \frac{\delta h^3}{12} - \frac{\delta(h-2h_c)^3}{12}$

и обозначив  $(1 - 2h_c/h)^3$  через  $a_u$ , и учитывая, что  $\rho = \frac{h}{2\epsilon_{пов}}$ , получим

$$E_{пр} = \frac{Mh}{2J\epsilon_{пов}} = \sigma_{пр} \frac{1}{\epsilon_{пов}} = E_c a_u + E_{\delta}(1 - a_u) \quad (3)$$

### 3. Кручение (рис. 1, г, д).

Крутящий момент распределяется между слоем боридов и сердцевиной

$$M = M_{\delta} + M_c.$$

Учитывая, что

$$M_{\delta} = \int_{F_{\delta}} \tau_{\delta} r dF_{\delta}; \quad M_c = \int_{F_c} \tau_c r dF_c; \quad \tau_{\delta} = \frac{\varphi r}{l} G_{\delta}; \quad \tau_c = \frac{\varphi r}{l} G_c,$$

получим

$$G_{пр} J_F = \frac{Ml}{\varphi} = G_c J_{P_c} + G_{\delta} J_{P_{\delta}},$$

где  $\varphi$  - угол закручивания образцов на участке длиной  $l$ ;  $J_p, J_{p_c}, J_{p_\delta}$  - полярные моменты образца, сердцевин и слоя соответственно.

Поскольку  $J_p = \frac{J_1 R^4}{2}$ ;  $J_{p_c} = \frac{J_1 (R-h_c)^4}{2}$ ;  $J_{p_\delta} = \frac{J_1 R^4}{2} - \frac{J_1 (R-h_c)^4}{2}$  и обозначив  $(1 - \frac{h_c}{R})^4$  через  $a_k$ , и учитывая, что  $\tau_{np} = \frac{M_r}{J_p}$  получим:

$$\sigma_{np} = \frac{M_r}{J_p \gamma_{пов}} = G_c a_k + G_\delta (1 - a_k). \quad (4)$$

Действующие напряжения на поверхности образца при растяжении рассчитываются из условия  $\epsilon_{пов} = \frac{\sigma_{пов}}{E_\delta} = \frac{\sigma_{np}}{E_{np}}$ .

Тогда  $\sigma_{пов} = \sigma_{np} \frac{E_\delta}{E_{np}}$  и с учетом ф-лы (1)

$$\sigma_{пов} = \sigma_{np} \frac{1}{1 - a_p (1 - n)}. \quad (5)$$

Для консольного изгиба и кручения аналогичный расчет дает:

$$\sigma_{пов} = \sigma_{np} \frac{1}{1 - a_u (1 - n)}; \quad (6)$$

$$\tau_{пов} = \tau_{np} \frac{1}{1 - a_k (1 - n)}. \quad (7)$$

Выражение (3) необходимо учитывать при расчете остаточных напряжений в борированных сталях. Для плоского образца из однородного материала при удалении поверхностного слоя расчет остаточных напряжений производится по формуле [1]:

$$\sigma = -\frac{1}{2} E (h-u) \frac{d\epsilon}{du} + 2E \epsilon_{(u)} - 3E (h-u) \int_0^u \frac{\epsilon_{(u)}}{(h-u)^2} du, \quad (8)$$

где  $u$  - толщина удаленного слоя.

Для борирования образца в (8) необходимо вместо  $E$  использовать  $E_{np}$  из (2). Однако  $E_{np}$  в процессе удаления слоя изменится.

Смещение нейтральной оси в процессе удаления слоев вычисляется по уравнению [1]:

$$e = \frac{h}{2} - \frac{\int_F E z dF}{\int_F E dF}. \quad (9)$$

Если для упрощения расчетов принять смещение нейтральной оси равным  $\frac{u}{2}$  (вместо смещения нейтральной оси  $e$  по уравнению (9)), то ошибка в определении  $E_{np}$  при  $h_c \leq 0,2$  мм и  $h \geq 1,5$  мм составит не более 5%.

Тогда выражение (2) принимает вид:

$$E_{np}J = E_{\delta}J_1 + E_cJ_c + E_{\delta}J_2,$$

$$E_{np} \int z^2 dF = E_{\delta} \int z^2 dF_1 + E_c \int z^2 dF_c + E_{\delta} \int z^2 dF_2,$$

$$2E_{np} \int_0^{\frac{h-u}{2}} z^2 \theta dz = E_{\delta} \int_{\frac{h-2h_c+u}{2}}^{\frac{h-u}{2}} z^2 \theta dz + E_c \int_{\frac{h-2h_c+u}{2}}^{\frac{h-2h_c+u}{2}} z^2 \theta dz + E_{\delta} \int_{\frac{h-2h_c-u}{2}}^{\frac{h-2u}{2}} z^2 \theta dz.$$

В результате интегрирования получаем:

$$2E_{np} = E_{\delta} \left[ 1 - \left( \frac{h-2h_c+u}{h-u} \right)^3 \right] + E_c \left[ \left( \frac{h-2h_c+u}{h-u} \right)^3 + \left( \frac{h-2h_c-u}{h-u} \right)^3 \right] + E_{\delta} \left[ 1 - \left( \frac{h-2h_c-u}{h-u} \right)^3 \right].$$

Обозначив  $\left( \frac{h-2h_c+u}{h-u} \right)^3$  через  $\alpha$  и  $\left( \frac{h-2h_c-u}{h-u} \right)^3$  через  $\beta$ , получим

$$E_{np} = E_c \frac{\alpha + \beta}{2} + E_{\delta} \left( 1 - \frac{\alpha + \beta}{2} \right). \quad (10)$$

Следовательно, уравнения (5,6,7) дают возможность рассчитывать действующие напряжения при статическом и циклическом нагружениях растяжением, изгибом и кручением. В частном случае при изгибе консольно-защемленного образца, борированного на глубину  $\frac{h_c}{h} = 0,2$ , ошибка в определении действующих напряжений по формуле  $\sigma_{np} = \frac{6M}{bh^2}$  составит 17% от истинного значения (при  $E_{\delta} = 3 \cdot 10^4 \frac{\text{кг}}{\text{см}^2}$ ); при растяжении - по формуле  $\sigma_{np} = \frac{F}{F}$  - 32%; при кручении - по формуле  $\tau_{np} = \frac{Mr}{J_p}$  при  $\frac{h_c}{R} = 0,2$  - 10%.

### Л и т е р а т у р а

И. И. А. Б и р г е р . Остаточные напряжения. М., Машгиз, 1963.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ КОМПЕНСАЦИЯ ПРИ ИЗМЕРЕНИИ ОСТАТОЧНЫХ  
НАПРЯЖЕНИЙ ТЕНЗОДАТЧИКАМИ СОПРОТИВЛЕНИЯ

Б.В.Бабушкин, Л.С.Ляхович, Б.Э.Поляков

Измерение относительных деформаций с помощью тензодатчиков сопротивления применяется для определения остаточных напряжений в деталях из стали после различных операций технологической обработки (сварки, пластической деформации, термической обработки и т.д.) методом Н.Н. Давиденкова, Зэкса и др. Точность измерения деформаций в процессе удаления слоев при этом значительно выше, чем при использовании оптиметров, оптико-механической установки, микроскопа УИМ-21 и др. Это объясняется в первую очередь тем, что в случае использования датчиков сопротивления измеряется входящая в расчетные уравнения величина относительной деформации непосредственно, в то время как на оптиметре и др. измеряются абсолютные деформации в процессе удаления слоев и по их значениям вычисляются относительные деформации. Кроме того, процесс измерения величины деформации при использовании тензодатчиков сопротивления может быть при известных условиях непрерывен в отличие от измерения деформаций на оптиметре; при использовании оптиметра измерение деформаций производится несколько раз и занимает длительное время (до нескольких дней). Это вызывает трудности в обеспечении постоянной температуры измеряемых объектов и приводит к значительным ошибкам. Например, изменение температуры образца на  $5^{\circ}$  при коэффициенте линейного расширения стали  $\alpha_t = 12 \cdot 10^{-6} 1/\text{град.}$  вызовет относительную деформацию  $\epsilon = 12 \cdot 10^{-6} \cdot 5 = 60 \cdot 10^{-6}$  (или при размере образца 40 мм - абсолютную деформацию, равную 2,5 мк). Расчеты показывают, что изменение температуры образцов на  $5^{\circ}\text{C}$  при коэффициенте линейного расширения проволоки тензодатчиков сопротивления ПКБ-5-100 по паспортным данным  $\alpha_t = 5 \cdot 10^{-6} 1/\text{град.}$  приводит к относительной деформации  $\epsilon = 25 \cdot 10^{-6}$ , что составляет 25% относительной деформации, замеренной в цементированных образцах типа дисков с наружным диаметром 40, внутренним 20 и высотой 10 мм после закалки и отпуска [1]. Методика измерения деформаций тензодатчиками сопротивления описана в работе [1]. В процессе удаления слоев в образ-

цах химическим травлением температура образца повышается. Между образцами, на которых наклеены рабочие и компенсационные тензодатчики, возникает разность температур. Последнее обстоятельство, как указывалось выше, оказывает первостепенное влияние на точность получаемых результатов.

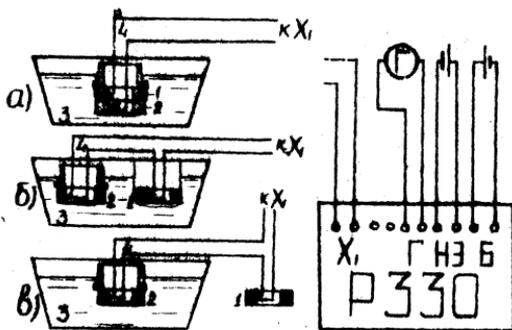


Рис. I

Схема экспериментальной установки:

1-2 - компенсационный и рабочий образцы;

3 - 20%-ная азотная кислота;

4 - дифференциальная термопара;

5 - лабораторный потенциометр Р330 с подключенным питанием (Б), нормальным элементом (НЭ) и зеркальным гальванометром М2Г.

С целью проверки изменения температуры образцов с наклеенными рабочими и компенсационными тензодатчиками сопротивления были поставлены специальные эксперименты. При этом образцы с наклеенными рабочими и компенсационными тензодатчиками располагались тремя способами: а) оба образца склеивались друг с другом через тонкую резиновую прокладку, а для защиты от воздействия кислоты образец с компенсационными датчиками защищался слоем пасты состава 50% воска и 50% канифоли (рис. I, а); б) образец с компенсационными датчиками защищался от воздействия кислоты тонкой резиновой оболочкой (рис. I, б); в) компенсационный образец располагался на воздухе (рис. I, в).

Для измерения разности температур между образцами при разном их расположении в процессе удаления слоев на поверхности внут-

разного отверстия образцов закончивалась дифференциальная хромель-алюминелевая термопара. Разность термо-ЭДС термопары замерялась лабораторным потенциометром РЭ30. В качестве нуля прибора использовался зеркальный гальванометр МЭГ. На рис. 2 приведены значения разности температур в зависимости от времени травления при расположении датчиков по схеме (а) (кривая 1), (б) (кривая 2) и (в) (кривая 3).

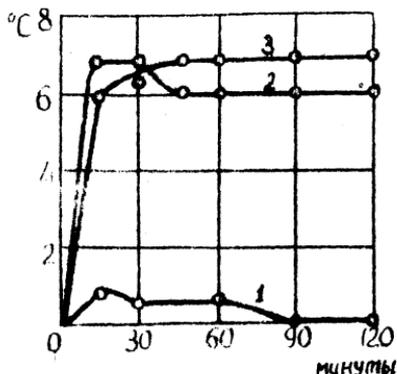


Рис. 2

Разность температур в зависимости от времени травления при расположении датчиков по схеме (а) - кривая 1, (б) - кривая 2 и (в) - кривая 3.

Видно, что в случае расположения образцов с компенсационными и рабочими датчиками по схеме (а) разность температур за 2 часа травления не превышала  $1^{\circ}\text{C}$ , по схеме (б) -  $7^{\circ}$  и схеме (в) -  $7-8^{\circ}$ . Следует отметить, что при расположении образцов по схеме (а) через 20 минут травления температура образцов выравнивалась, при расположении образцов по схемам (б) и (в) через 20-30 минут эта разность составляла постоянную величину, которую можно учитывать расчетом, но расположение образцов с рабочими и компенсационными датчиками по схемам (б) и (в) вносит наибольшую погрешность на начальных этапах травления. Это приводит к ошибкам при определении остаточных напряжений в поверхностном слое, что особенно важно в случае, например борирования, когда глубина насыщения составляет до 0,2 мм.

Для проверки температурной компенсации при расположении тензодатчиков по схеме (а) использовался также косвенный метод, суть которого состоит в следующем. Тензодатчики наклеивались на отожженных образцах-дисках из стали 45. В этом случае остаточные напряжения практически отсутствовали и разбаланс мостовой схемы тензомера был бы обусловлен только разностью температур между образцами. Эксперименты показали отсутствие разбаланса мостовой схе-

мы. Эксперименты показали отсутствие разбаланса мостовой схе-

мы в процессе травления при расположении образцов по схеме (а).

Таким образом, лучшая температурная компенсация при удалении слоев травлением имеет место при расположении образцов по схеме (а).

#### Л и т е р а т у р а

И. Б. В. Б а б у ш к и н и др. Определение остаточных напряжений в стали 20ХНГ после цементации. Сб. "Новое в технологии машиностроения". Изд-во МТЗ, Минск, 1967.

## К ВОПРОСУ О КИНЕТИКЕ НАКОПЛЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ

Л.С.Ляхович, Б.В.Бабушкин, А.Я.Кулик

Исследование процессов развития усталостной повреждаемости однородных материалов проводилось разными авторами по анализу характера изменения электромагнитных свойств при циклическом нагружении [1,2].

В настоящей работе представлены результаты изучения электромагнитным методом кинетики накопления обратимой и необратимой усталостной повреждаемости борированной стали.

Исследование проводилось при циклическом консольном изгибе плоских образцов из стали 20, подвергнутой диффузионному насыщению из расплава 70% бору и 30% карбида бора при  $T = 950^{\circ}\text{C}$  в течение 4 час. При этом максимальная глубина боридного слоя составляла 140 мкм, сплошного слоя — 100 мкм. Измерение электромагнитных характеристик осуществлялось на переменном токе дифференциальным методом [3]. При частоте 15 кГц в.д.с. вторичного сигнала дифференциального датчика несла информацию об изменении магнитной проницаемости с глубиной до  $170 \pm 200$  мкм. Параллельно измерению магнитной проницаемости при циклическом нагружении проводилось измерение электросопротивления, внутреннего трения и микротвердости переходной зоны между иглами боридов.

Изучение микротвердости показало, что основные процессы усталостного упрочнения и разупрочнения протекают под боридным слоем, точнее на границе игл боридов и переходной зоны.

На рис. 1 показано изменение магнитной проницаемости в процессе циклического нагружения при различных значениях напряжения испытания.

Как было показано в [3], первые минимумы на кривых соответствуют наибольшему увеличению микротвердости твердого раствора переходной зоны. Последующий максимум свидетельствует о начале процессов накопления обратимой повреждаемости — субмикроскопических нарушений сплошности. Второй минимум совпадает с началом накопления обратимой повреждаемости — микротрещин. Последний максимум соответ-

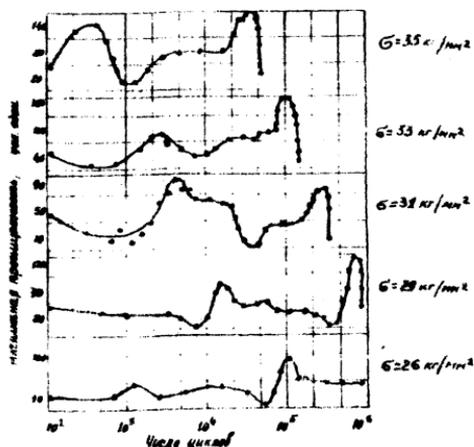


Рис. 1

Изменение магнитной проницаемости в процессе усталости борированной стали 20.

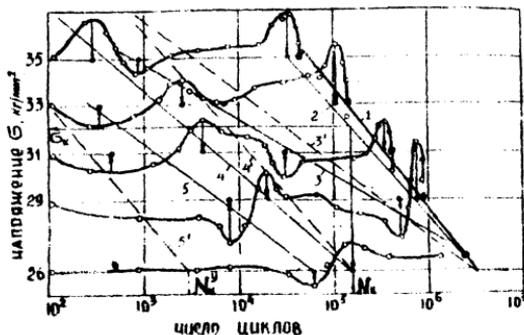


Рис. 2

Диаграмма усталости борированной стали 20.

ствует усталостному разрушению – распространению макротрещины по сечению образца.

Таким образом, геометрическое место соответствующих точек в координатах  $\sigma$ - $\lg N$  дает основные линии диаграммы усталости.

На рис. 2 представлена диаграмма усталости борированной стали 20. Линия 1 соответствует усталостному разрушению; линия 2 – образованию макротрещины; линия 3 – образованию необратимой повреждаемости; линия 4 – образованию обратной повреждаемости; линия 5 – упрочнению. На рис. 2 показана также линия упрочнения (5'), построенная по данным [5]; линия обратной повреждаемости (4') из условия параллельности линии Велера и линия необратимой повреждаемости (3'), построенная методом Френча, описанным в [4].

Диаграмма дает возможность определить структурно-энергетические критерии усталостного разрушения, предложенные Ивановой [4].

Энергетическими критериями усталости являются:  $N_K$  - критическое число циклов или число циклов до появления обратимой повреждаемости при напряжении, равном пределу усталости;  $\sigma_K$  - критическое напряжение или напряжение, при котором появляется усталостная макротрещина за  $N_K$  циклов;  $N_W$  - число циклов до появления горизонтального участка на кривой Велера;  $N_K^y$  - число циклов упрочнения при напряжении, равном пределу усталости;  $\alpha_\sigma$  - приведенное напряжение разрушения, равное  $\sigma_K - \sigma_{-1}$ .

Критическое число циклов  $N_K$  борированной стали 20, как видно из диаграммы, равно  $1,5 \cdot 10^5$ , в то время как для ложноборированной стали 20 оно равно  $2 \cdot 10^5$ . Критическое напряжение  $\sigma_K$  равно  $32 \text{ кг/мм}^2$ .

Таким образом, приведенное напряжение разрушения  $\alpha_\sigma$  равно  $6 \text{ кг/мм}^2$ . Эта величина совпадает с теоретически рассчитанной по формулам работы [4]. Как показано в [4], линия обратимой повреждаемости для образцов из различных металлических материалов параллельна линии усталостного разрушения.

Тогда, построив линию обратимой повреждаемости и зная критическое число циклов, можно определить предел усталости и построить линию Велера. Этот метод делает возможным экспресс-анализ предела усталости и долговечности при испытании образца до числа циклов менее 1% от долговечности.

#### Л и т е р а т у р а

1. К. В. Маркевич. Дефектоскопия, № 2, 1967.
2. Г. И. Карлов, Г. С. Быструшкин. "Заводская лаборатория", № 7, 1968.
3. Л. С. Ляхович, Б. В. Бабушкин, А. Я. Кулик. Физико-химическая механика материалов. № 4, 1969.
4. В. С. Ивэнова. Усталостное разрушение сталей, М., Металлургияиздат, 1963.
5. Р. Л. Коган. Прочность металлов при переменных нагрузках. Изд-во АН СССР, М., 1963.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ИЗЛОМОВ УСТАЛОСТНЫХ  
НИТРОЦЕМЕНТИРОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ

Б.В.Бабушкин, Л.С.Ляхович, С.Э.Розенберг

Изучению подвергались поверхности изломов образцов для испытания на усталость после разрушения. Испытания проводились на машине МУИ-6000 на круглых образцах по ГОСТ 2860-65 при неподвижной изгибающей нагрузке.

Образцы изготовлялись из стали трех марок: 20ХНР, 25ХГТ, 25ХГМ. Химико-термическая обработка проводилась в безмуфельном агрегате по режиму, принятому на МТЗ /нитроцементация при температуре  $860^{\circ} \pm 10^{\circ}\text{C}$ , выдержка - 12,5 ч, охлаждение в масле марки МС-20 с температурой  $170^{\circ}\text{C}$ , отпуск  $200^{\circ}\text{C}$ , выдержка - 6 ч. Это соответствует получению нитроцементированного слоя глубиной 0,7 - 0,8 мм.

Анализ производился на свежих неокисленных изломах. Поверхность изломов просматривалась визуально и с помощью лупы с восьмикратным увеличением. Очаг разрушения и его строение изучались на металлографическом микроскопе МИМ-7. На поверхности усталостных изломов различают следующие зоны: 1) фокус излома; 2) очаг разрушения; 3) участок избирательного развития; 4) участок ускоренного развития; 5) зону долома. В отдельных случаях наблюдают образование зоны хрупкого проскальзывания [1,2]. В наших экспериментах участок ускоренного развития отсутствовал. В некоторых партиях у всех исследованных образцов, а в других партиях на отдельных образцах, обнаружен участок хрупкого проскальзывания [1,3]. Анализ возникновения очага разрушения исследуемых сталей, обработанных по приведенному режиму, показал, что при глубине нитроцементированного слоя 0,7-0,8 мм, очаг разрушения независимо от марки стали преимущественно зарождается под слоем, (см. таблицу [1]).

Т а б л и ц а I

Влияние глубины нитроцементации на расположение  
очага разрушения

| № пп. | Марка стали | Количество испытанных образцов в партии, шт. | Количество образцов с очагом разрушения на поверхности, шт/% | Количество образцов с очагом разрушения в нитроцементированном слое, шт/% | Количество образцов с очагом разрушения на границе нитроцементированного слоя и сердцевины, шт/% | Количество образцов с очагом разрушения под слоем, шт/% |
|-------|-------------|--|--|---|--|---|
| 1     | 20ХНР       | 36   | 1/2,8  | 3/8,3   | 10/27,7  | 22/61,2   |
| 2     | 25ХГТ       | 35   | 4/11,4   | 3/8,6   | 5/14,3   | 23/65,7   |
| 3     | 25ХГМ       | 40   | 3/7,5  | 5/12,5  | 7/17,5   | 23/62,5   |

Количество образовавшихся зон и участков, а также их соотношение изменялось в зависимости от структуры сердцевины и величины напряжений при испытании.

Установлено заметное влияние феррита на образование участка избирательного развития. При отсутствии феррита в сердцевине участок избирательного развития распространяется на сердцевину образца. С появлением в сердцевине образца феррита до 10%, участок усталостного развития в сердцевине образца отсутствует и увеличивается размер зоны долома.

При испытании образцов при значениях напряжений, превышающих предел усталости, размер зоны долома также увеличивается, участок избирательного развития при этом уменьшается. При понижении концентрации углерода и азота в поверхности образцов (углерода с 1,18% до 0,6%, азота с 0,45% до 0,18%), вызванном остановкой агрегата, на участке избирательного развития нитроцементированный слой визуально не выделялся. Ниже приводится описание различных зон поверхности изломов (рис. I).

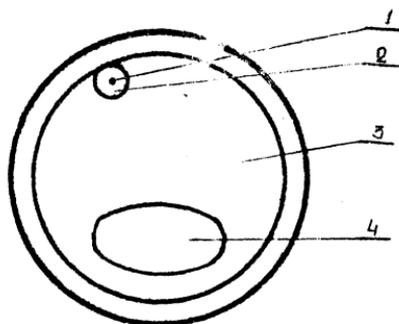


Рис. 1. Зоны поверхности разрушения образца.  
 1 - фокус излома  
 2 - очаг разрушения  
 3 - участок избирательного развития  
 4 - зона долома

Очаг разрушения 2 при глубине нитроцементации 0,7-0,8 мм возникает: 1) на поверхности упрочненного слоя (при пониженном содержании углерода и азота на поверхности или при наличии на поверхности дефектов механической обработки); 2) в упрочненном слое; 3) на границе упрочненного слоя и основного металла; 4) под упрочненным слоем.

Из табл. I видно, что у большинства образцов (свыше 60%) очаг разрушения возникает под упрочненным слоем и на границе упрочненного слоя и сердцевины (14,3% - 27,7%).

Если зона очага разрушения расположена в слое, на границе упрочненного слоя или под упрочненным слоем, то очаг разрушения имеет вид светлого, блестящего круглого ядра. В центре последнего (при увеличении 70 и более) расположен фокус излома в виде поры с радиально направленными от нее лучами, по внешнему виду напоминающими трещины. Подобный очаг разрушения наблюдали ранее при испытании на усталость стали без поверхностного упрочнения, а также в наплавленном металле сварных образцов при испытании на растяжение [4,5].

При просмотре очага разрушения, начиная с увеличения 70, видно, что он имеет форму эллипса. Наиболее светлая зона расположена вокруг поры, за ней следует зона несколько темнее первой. Контур второй зоны со стороны сердцевины имеет форму полукруга. Со стороны поверхности образца контур зоны выражается нечетко. Более

светлый цвет и эллипсная форма очага разрушения, по-видимому, связаны с наличием температурного градиента, вызванного локальным разогревом отдельных микрообъемов образца при испытании и различной скоростью отвода тепла к поверхности и сердцевине.

Пора в очаге разрушения имеет круглую или вытянутую форму. Максимальный диаметр круглой поры 0,1 мм, максимальный размер вытянутой поры 0,25 x 0,17 мм. Рядом с порой наблюдаются включения оранжевого цвета, по форме и окраске аналогичные карбидам титана. Эти включения видны более отчетливо в случае отсутствия поры. При наличии поры от нее расходятся трещины.

Участок избирательного развития. В исследованных образцах участок ускоренного развития отсутствовал и зона собственного усталостного развития состояла только из одного участка избирательного развития 3. Последний охватывает нитроцементированный олоид и часть сердцевины.

Часть сердцевины, относящаяся к участку избирательного усталостного развития (по сравнению с нитроцементированной зоной), имеет более светлую поверхность.

На отдельных партиях образцов стали 20ХНР и некоторых образцах стали марки 25ХГТ и 25ХГМ возникает участок "хрупкого проскальзывания". Участок хрупкого проскальзывания у испытанных образцов расположен в сердцевине образца за нитроцементированным слоем, т.е. занимает участок избирательного развития. Этот участок имеет более шероховатую и темную поверхность в сравнении с остальной поверхностью образца. Образование участка хрупкого проскальзывания связано с ускоренным продвижением трещины за счет повышенной нагрузки при испытании либо в результате продвижения трещины рывками [3].

Зона долома. Зона долома 5 образуется на последней стадии испытания. Она располагается в сердцевине образца и при отсутствии зоны хрупкого проскальзывания самая темная по сравнению с остальными зонами. Зона долома при указанном виде испытания по форме круглая или в виде эллипса. При испытании место расположения и форма зоны долома зависят от величины напряжений. При перегрузках зона долома расположена в центре образца и имеет круглую форму. При отсутствии перегрузок зона долома смещается от очага разрушения и принимает форму эллипса. В случае отсутствия в сердцевине образца участка избирательного развития, вся сердцевина образца принадлежит зоне долома.

## В ы в о д ы

1. При гл. бине нитроцементированного слоя 0,7-0,8 мм очаг разрушения усталостных образцов при испытании на изгиб с вращением преимущественно располагается под упрочненным слоем.

2. Форма и цвет очага разрушения обусловлены методом испытания локальным разогревом образца и условием теплоотдачи во время испытания.

3. Соотношение между участком избирательного развития и зоной долома зависит от микроструктуры сердцевины и от величины напряжений при испытании.

## Л и т е р а т у р а

1. Я. Б. Фридман, Т. А. Гордеева, А. М. Звйцев. Строение и анализ изломов металлов, Машгиз, 1960.

2. С. В. Серенсен, В. И. Кочаев, Р. М. Шнейдорович. Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность. Машгиз, 1963.

3. А. М. Звйцев. О методике анализа усталостных изломов. "Заводская лаборатория". Т. 22, № 4, 1965.

4. Y o k o b o r i T a k e o , N a n b u M a s a t a k e .  
Fatigue crack propagation in the high hardened steel. Repts Res.  
Inst. Strength and Fract. "Mater., Tohoku Univ.", 2, N 2, 1966.  
2, № 2, 1966.

5. О с т и н Х а р с е н . Усталостные трещины в деталях машин. "Европейское судостроение". 1966.

## УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ОСАДКЕ

В.П.Северденко, Р.Л.Рыжкович

Основное требование, которое предъявляется к исследованию, — точность полученных экспериментальных данных. Это требование играет особо важную роль при исследовании процессов, связанных с динамическим приложением сил.

Очень удобно в качестве исходных данных использовать свойства, которыми обладает исследуемый материал при статическом приложении сил. Зная свойства материала при статической нагрузке, можно проследить их изменение, если меняется только скоростной фактор, используя для этого ту или иную методику. Чем больше точность определения статических характеристик, тем больше вероятность обнаружения незначительных по своей величине эффектов, сопровождающих динамическое нагружение, тем больше точность при измерении их величин.

Основным, если не единственным, источником информации о свойствах материала служит индикаторная диаграмма, полученная при соответствующем виде испытаний. Как правило, используемые в этих целях испытательные машины имеют специальные устройства для записи диаграмм, однако диаграммы получаются с большими погрешностями.

Анализ показывает, что ошибка силоизмерительного устройства не превышает  $\pm 1\%$  [1]. Что касается точности измерений по оси деформации, то она очень и очень невелика. Например, при испытании на сжатие, кроме погрешностей механизма, осуществляющего передвижение диаграммной бумаги, очень существенную ошибку вносит непараллельность плоскостей, между которыми происходит осадка. Поэтому главную заботу доставляет повышение точности при определении величины абсолютной деформации.

На рис.1 изображен прибор, позволяющий с большой точностью записать диаграмму "усилие-деформация" не только при комнатной, но и при повышенных температурах.

Прибор состоит из корпуса 8, плунжера 7 и основания 1. Основное назначение корпуса — создание жесткой системы плунжер-основание, между которыми происходит осаживание образца 2, другими словами, обеспечение в процессе пластической деформации параллельности торцов плунжера и основания. Зазор в 0,03 мм не затрудняет движения плунжера

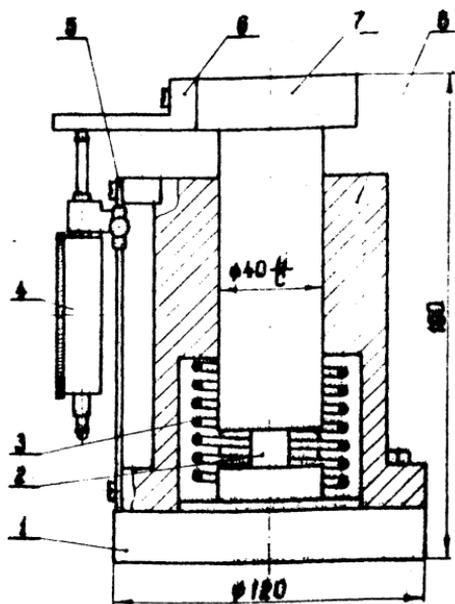


Рис.1. Устройство для измерения деформации при осадке:

1 - основание; 2 - образец; 3 - печь сопротивления; 4 - индикатор; 5 - линейка; 6 - упор; 7 - плунжер; 8 - корпус.

в корпусе даже тогда, когда в процессе деформации поперечные размеры плунжера увеличиваются вследствие упругой деформации. Перемещение плунжера фиксируется индикатором часового типа 4, который, в целях регулировки, может передвигаться по линейке 5 при помощи устройства, подобного применяемому в штангенциркулях. Печь сопротивления 3, установленная внутри прибора, позволяет проводить эксперимент при повышенных температурах. Эта особенность предопределила выбор материала. Все детали прибора изготовлены из жаропрочной стали марки 4Х9С2.

Таким образом, для построения индикаторной диаграммы необходимо по индикатору определять деформацию образца в моменты, когда нагрузка достигает заранее установленного значения, например через каждые 200 кг. Однако полученное таким образом значение деформации включает в себя и упругую деформацию прибора, поэтому при построении диаграммы следует делать поправку на упругую деформацию описанного выше устройства, которая очень легко отделяется от пластической деформации образца.

торной диаграммы необходимо по индикатору определять деформацию образца в моменты, когда нагрузка достигает заранее установленного значения, например через каждые 200 кг. Однако полученное таким образом значение деформации включает в себя и упругую деформацию прибора, поэтому при построении диаграммы следует делать поправку на упругую деформацию описанного выше устройства, которая очень легко отделяется от пластической деформации образца.

Индикаторная диаграмма получается в виде таблицы, которую трудно представить в виде графика, выполненного в любом масштабе. Точность измерения деформации не менее  $\pm 0,02$  мм при абсолютной деформации образца 10 мм.

#### Л и т е р а т у р а

I. Справочник машиностроителя, т.6. "Машиностроение", М., 1964.

## СПОСОБ РЕГИСТРАЦИИ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

М.А. Барановский, П.П. Анципович, Н.И. Стрикель

Существующие способы непосредственного измерения усилия в процессе высокоскоростной деформации могут быть применены только при скоростях нагружения, не превышающих 100 м/сек. При более высоких скоростях деформирования значительное влияние оказывают собственная частота колебаний динамометров, неравномерность деформации, временной характер распространения пластической деформации. Это приводит к необходимости определения усилий кинематическим методом. Кроме усилий, для полной характеристики процесса требуется определение временных и пространственных зависимостей деформаций и скоростей деформации. Этим требованиям наиболее соответствуют способы скоростного фотографирования процессов.

Применение скоростных кинокамер с подвижной пленкой позволяет получить 5-8 кадров исследуемого процесса при скорости нагружения 10 м/сек [ 1 ].

Использование камер подобного типа для более высоких скоростей деформирования ограничивается сравнительно невысокой скоростью съемки /5000 кадров в секунду/.

Импульсная искровая фотография дает возможность получить до 13 кадров с максимальной скоростью съемки 150000 кадров в секунду [ 2,3 ]. Для изменения скорости съемки необходимы значительные изменения в электрической схеме установки.

Точность определения усилия кинематическим методом существенно зависит от количества промежуточных точек графика "путь-время". Увеличение количества кадров процесса может быть достигнуто фотографированием камерами с зеркальной разверткой изображения на неподвижную пленку.

На основании вышеуказанных требований была создана установка для исследования процессов высокоскоростной деформации с использованием сверхскоростного фоторегистратора СФР-2М. Скорость съемки в варианте лупы времени регулируется от 25000 кадров в секунду до

2.500.000 кадров в секунду при общем количестве кадров 60 или 240 в случае использования двух-или четырехлинзовой вставок соответственно.

Съемочная камера может быть использована как фоторегистратор, дающий непрерывную развертку исследуемого процесса с разрешением во времени до  $2 \cdot 10^{-8}$  сек при скорости развертки 3750 м/сек. Точность измерения скорости при помощи лампового тахометра составляет  $\pm 1,5\%$  от предела измерения. Применение электроннолучевого твхоскопа позволяет повысить точность до  $\pm 0,1\%$  от измеряемой величины.

Установка для исследования высокоскоростной пластической деформации с помощью скоростного фоторегистратора включает устройство для разгона бойка до скоростей 100–1000 м/сек и деформирования образцов, скоростной фоторегистратор СФР-2М, устройство для инициирования горения порохового заряда, импульсное осветительное устройство.

Для фотографирования процесса деформации необходимо синхронизировать начало съемки, процесс деформации и освещение. Синхронизация осуществляется следующим образом. При определенном угле поворота зеркала камеры пульт управления фоторегистратора выдает импульс высокого напряжения, который посредством трехэлектродного разрядника вызывает разряд высоковольтного конденсатора инициирующего устройства. Мощный импульс тока, проходя через проволочку, помещенную в пороховой заряд, взрывает ее и инициирует этим горение пороха. Разогнанный до требуемой скорости боек разрывает контакты осветительного устройства. Вырабатываемый при этом с помощью специальной электрической схемы высоковольтный импульс подается на управляющие электроды импульсных ламп и вызывает вспышку последних. Во избежание повторной съемки при последующих оборотах зеркала длительность свечения ламп не должна превышать периода вращения зеркала. Для этого применяется либо параллельное, либо последовательное соединение ламп. Этим же достигается и изменение интенсивности их свечения в зависимости от скорости съемки.

Основными преимуществами вышеизложенного способа являются наглядность способа, высокая надежность, очень высокая точность регистрации явлений, широкий диапазон регистрируемых скоростей деформирования, большое количество кадров исследуемого процесса.

## Л и т е р а т у р а

1. С. И. И ш у т к и н , Л. Д. С о к о л о в . Кинеметрический метод определения истинных сопротивлений деформации при динамическом растяжении. "Заводская лаборатория", № I, 1968.

2. Л. М. Ш е с т о п а л о в . Деформирование металлов и волны пластичности в них. АН СССР, 1958.

3. Ф. Ф. В и т м а н , В. А. С т е п а н о в . Влияние скорости деформирования на сопротивление деформированию металлов при скоростях удара  $10^2 - 10^3$  м/сек. Сб. "Некоторые проблемы прочности твердого тела". АН СССР, 1959.

## ИССЛЕДОВАНИЕ НЕРАВНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ВЫДАВЛИВАНИИ

Л.А. Барановский, П.П. Анципорович

Выдавливание металлов и сплавов при высоких скоростях деформации является весьма перспективным. Использование высоких скоростей и энергий, очевидно, в недалеком будущем позволит выдавливать труднодеформируемые металлы, такие как W, Co, Ti, Be и другие, а также различные малопластичные сплавы.

Несмотря на ряд преимуществ высокоскоростного выдавливания, количество работ, посвященных поведению металлов и сплавов при высоких скоростях истечения, изменению характера течения, структур, механических и пластических свойств, оптимальных скоростей деформации, невелико.

Данное исследование проводилось на установке для изучения процессов высокоскоростной деформации металлов и сплавов, созданной в Белорусском политехническом институте.

Цель экспериментов заключалась в изучении влияния скорости деформирования на характер пластического течения дуралюмина Д16 при прямом выдавливании. Предварительная обработка результатов опытов была направлена на определение неравномерности пластической деформации. Для исследования был использован метод координатной сетки. Применяемые образцы диаметром 15 мм и высотой 20 мм разрезали пополам и на одном из полуцилиндров методом строжки наносили координатную сетку с размером ячеек  $1,5 \times 1,5$  мм. Выдавливание проводили с вытяжкой, равной 4,5. Угол конусности матрицы составлял  $120^\circ$ . Начальная скорость пуансона равнялась 200 м/сек. Для сравнения проводилось деформирование образцов на гидравлическом прессе.

Наблюдения показали, что искривление поперечных линий координатной сетки динамически деформированного образца значительно меньше, чем деформированного статически, что является признаком меньшей неравномерности деформации.

Весьма различен характер изменения расстояния между поперечными линиями вдоль оси отпрессованного образца. Вдоль оси выдавленного стержня была измерена вытяжка цилиндров, определяемых осевыми

квадратами координатной сетки, которая равна

$$\lambda_n = \frac{l_n}{l_0},$$

где  $l_n$  и  $l_0$  - расстояния между поперечными линиями деформированного и недеформированного квадратов.

Полученные данные представлены в табл. I, которая дает достаточно точное представление о характере и степени неравномерности деформации по длине выдавленного стержня. В качестве сравниваемой величины принято отношение вытяжки осевых квадратов  $\lambda_n$  к общей вытяжке прутка  $\lambda_{ср}$ .

Т а б л и ц а I

| Номер поперечной линии координатной сетки по направлению к прессостатку | $\frac{\lambda_n}{\lambda_{ср}}$ - отношение вытяжки осевых квадратов к общей вытяжке прутка |                               |
|---|--|-------------------------------|
|   | Выдавливание на гидропрессе  | Высокоскоростное выдавливание |
| 1   | 0,28   | 0,58                          |
| 2   | 0,48   | 0,86                          |
| 3   | 0,75   | 0,72                          |
| 4   | 0,76   | 0,72                          |
| 5   | 0,88   | 0,68                          |
| 6   | 0,88   | 0,65                          |
| 7   | 0,88   | 0,6                           |

Отличительной чертой высокоскоростного выдавливания является то, что первые слои металла, выходящие из матрицы, обладают значительной вытяжкой, материал начинает входить в зону деформации равномерно, искажения поперечных линий координатной сетки почти не видно. Движение металла напоминает ламинарный режим течения жидкости. Все это обуславливает понижение вытяжки в последующих слоях по направлению к прессостатку. При статических же испытаниях внутренние слои обычно приобретают гораздо большую скорость истечения, чем периферийные, и в начальной стадии выдавливания почти не подвергаются вы-

тяжке. Это ведет к увеличению вытяжки в конце процесса истечения.

Изучение неравномерности деформации по поперечному сечению показывает, что при высокоскоростном выдавливании материал подвергается меньшей сдвиговой деформации, чем при низкоскоростном выдавливании. Это обнаруживалось по изменению угла сдвига, образуемого касательной к изогнутой линии и плоскостью, перпендикулярной оси образца.

Таким образом, проведенные эксперименты показывают, что увеличение начальной скорости пуансона до 200 м/сек ведет к повышению равномерности деформации.

## ВЛИЯНИЕ ИНЕРЦИОННЫХ СИЛ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ОСАДКЕ СВИНЦА

В.А.Чайка, И.Н.Мехед, Е.И.Вербицкий

В последнее время ударные методы обработки металлов получают широкое распространение в технике. При этом в обрабатываемых объемах из-за больших скоростей инструмента и малого времени протекания всего процесса возникают значительные инерционные силы. При высокоскоростной обработке металлов и сплавов, находящегося в пластичном состоянии, инерционные силы способны к самостоятельному деформированию.

В теоретических исследованиях высокоскоростных методов обработки инерционные силы учитываются [1], однако экспериментальных работ по их влиянию на технологические процессы мало. Вместе с тем инерционные силы усложняют картину пластического течения и затрудняют расчет технологических параметров высокоскоростных процессов [2].

Целью настоящей работы явилось исследование влияния инерционных сил на деформирование при свободной осадке.

В качестве материала для исследования был выбран свинец - пластичный неупрочняющийся при комнатных температурах материал с большой массовой плотностью. Образцы высотой в 30 и 40 мм изготавливались из свинцового прутка, полученного выдавливанием через калиброванное отверстие матрицы  $\phi$  20 мм. Опыты производились в штампе, детали которого были изготовлены из стали марки 45 и термообработаны.

Ударное воздействие на образец, помещенный в штамп, производилось бойком на пороховом копре [3]. Скорость удара варьировалась в пределах от 4 до 55 м/сек.

Методика постановки экспериментов была следующей: деформирование образца производилось под воздействием ударного приложения сил по схеме, представленной на рис. 1. При этом объем металла свинцового образца 2 высотой  $H_0$  пластически деформировался. Энергия деформирующего бойка 1 значительно превышала энергию, потребную для этой деформации, в результате чего к концу осадки деформированный

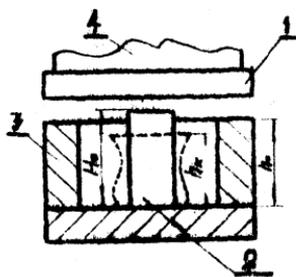


Рис. 1.

Схема опыта: 1 - боек;  
2 - свинцовый образец;  
3 - штамп; 4 - алюми-  
ниевый демпфер.

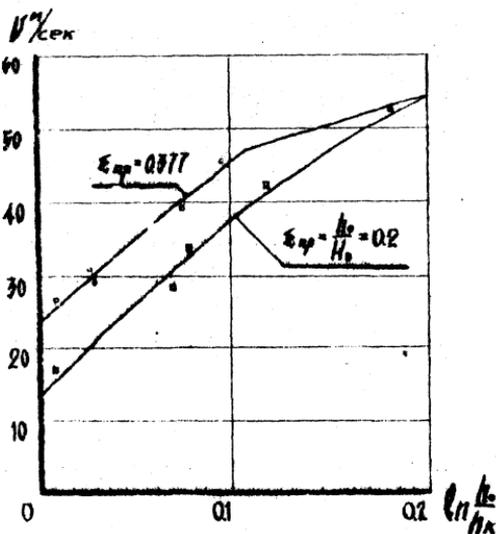


Рис. 2.

Экспериментальная зависимость между скоростью удара и относительной степенью деформации, полученной под воздействием инерционных сил.

объем приобретал скорость деформации, равную скорости удара. После жесткого удара бойка о поверхность штампа 3, началась деформация свинцового образца под воздействием инерционных сил. Гашение избыточной энергии бойка после наложения на него жестких связей производилось алюминиевым демпфером 4, предусмотренным в конструкции бойка.

После деформации образцы замерялись по высоте с точностью до 0,1 мм.

Скорость удара определялась по осциллограммам ударного процесса. На фотопленку одновременно подавался сигнал от контактов, которые замыкались бойком и от генератора высокой частоты. База между контактами была равна 20 мм: частота генератора 10000 герц. В опытах задавалась предварительная степень деформации  $h_0/H_0 = \epsilon_{пр}$ , равная 0,2; 0,34 и 0,377.

В результате проведенных экспериментов удалось установить, что

при высокоскоростной осадке свинца происходит интенсивное деформирование образцов под действием инерционных сил. Наибольшая относительная степень деформации ( $\frac{h_{\text{н}}}{h_0}$ ), полученная под воздействием указанных сил в наших опытах, составляла 18,6%.

При анализе графика (рис. 2), на котором показана экспериментальная зависимость между скоростью удара и относительной степенью деформации, полученной под воздействием инерционных сил, выраженной в  $\ln \frac{h_{\text{н}}}{h_0}$ , можно установить, что при скоростях удара ниже 16 м/сек инерционные силы настолько незначительно деформируют образец, что ими можно пренебречь. Из графика видно, что чем больше предварительная скоростная деформация, тем меньше проявляют себя инерционные силы, что говорит об увеличении сопротивления деформированию. Это повышение, по-видимому, следует объяснить упрочнением свинца при скоростном деформировании с одной стороны и невозможностью полного протекания разупрочняющих процессов в столь короткий промежуток ударной деформации с другой стороны. Такое положение, как видно из графика, подчиняется определенным закономерностям (о чем говорит параллельность кривых на участке малых степеней деформаций) при условии того, что температура деформируемого объекта сохраняется постоянной. Вместе с тем высокими скоростями удара в сочетании с большими предварительными деформациями дает тепловой эффект, в результате которого более интенсивно происходят разупрочняющие процессы в образце.

Если предположить, что энергия, вносимая в образец пропорциональна массе, равной  $F_0 (H_0 - h_0)$  и квадрату скорости удара, и что эта энергия полностью идет на деформацию образца, тогда можно оценить степень повышения сопротивления деформированию, поскольку при осадке работа деформации пропорциональна сопротивлению, указанному выше, деформируемому объему и относительной деформации. Учитывая эти допущения, были произведены расчеты и получены данные по изменению отношения сопротивления деформированию при ударной и статической осадках в зависимости от степени предварительной скоростной деформации при скорости удара 40 м/сек (табл. I).

При высокоскоростной осадке свинца было обнаружено, что при скоростях, превышающих 50 м/сек. на боковой поверхности образцов вблизи плоскости удара появляются трещины.

Нарушение сплошности материала свинцовых образцов при таких скоростях указывает на то, что при свободной осадке скорости удара не должны превышать 50 м/сек.

Т а б л и ц а I

| $\epsilon_{пр}$ | $\sigma_0 / \sigma_{ст}$ |
|-----------------|--------------------------|
| 0,2             | 1,3                      |
| 0,34            | 3,0                      |
| 0,377           | 3,6                      |

$\sigma_0$  - сопротивление деформированию при ударе;

$\sigma_{ст}$  - сопротивление деформированию при статической осадке;

$\epsilon_{пр}$  - степень предварительной деформации при скоростной осадке.

### В ы в о д ы

1. Экспериментально исследована зависимость пластических деформаций свинцовых образцов под действием инерционных сил.
2. Определен практический интервал скорости удара при деформации свинца, в котором необходимо учитывать инерционные силы.
3. Рассчитан динамический коэффициент при деформации свинца со скоростью удара 40 м/сек при различных предварительных степенях деформации.

### Л и т е р а т у р а

1. В. Г о л ь д с м и т . Удар. Стройиздат. М., 1965.
2. В. П. С е в е р д е н к о , Е. И. В е р б и ц к и й , И. Н. М е х е д , В. А. Ч а й к а . Распределение деформаций при высокоскоростной осадке. "Пластичность и обработка давлением". Минск, 1968.
3. Е. И. В е р б и ц к и й и др. Копер взрывного действия для высокоскоростной деформации металлов. Сб. БПИ, № 2, 1967.

## ДЕФОРМАЦИЯ СВИНЦА И МЕДИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ОСАДКЕ

В.А.Чейка, И.Н. Мехед, Е.И. Вербницкий

Известно [ 1 ], что при высокоскоростном деформировании одновременно происходит рост сопротивления деформированию, торможение всех разупрочняющихся процессов и повышение температуры деформируемого объекта.

Сложная картина деформации ведет к тому, что исследования по определению динамических свойств металлов и сплавов разными методами и их интерпретация имеют большие расхождения.

Однако для расчета технологических параметров высокоскоростных процессов необходимы знания о поведении материалов при ударном нагружении.

В настоящей работе изучались динамические свойства свинца и меди. В качестве схемы деформации была выбрана осадка.

Известно, что работа деформации при осадке пропорциональна сопротивлению деформирования, объему и степени деформации

$$A \approx \sigma_p \cdot V \cdot \epsilon, \quad (1)$$

где  $\sigma_p$  - рабочее напряжение, кг/м<sup>2</sup>;  
 $V$  - деформируемый объем, м<sup>3</sup>;  
 $\epsilon$  - степень деформации;  
 $A$  - работа деформации, кгм

Если энергия удара полностью идет на пластическую деформацию, тогда степень деформации будет пропорциональна энергии удара, отнесенной к деформируемому объему и обратно пропорциональна сопротивлению деформирования

$$\epsilon = \frac{E_y}{V \cdot \sigma_p}, \quad (2)$$

где  $E_y$  - энергия удара, идущая на пластическую деформацию, кгм.

Предстояло выяснить, как изменяется сопротивление деформированию при разных скоростях удара.

В качестве материала для исследования были выбраны свинец и



ций при ударном нагружении и изменении скорости удара. Из графика видно, что чем выше скорость удара, тем больше энергии затрачивается на пластическую деформацию образца. Другими словами с увеличением скорости удара увеличивается сопротивление деформированию.

Если соединить точки  $A_1, A_2 \dots A_6$  получим кривую, характеризующую затраты удельной энергии в зависимости от степени деформации.

На участке от  $A_1$  до  $A_4$  пластическая скоростная деформация протекает без заметного влияния теплового эффекта. На участке  $A_4$  и выше — проявление теплового эффекта становится таким, что им пренебрегать нельзя. Началом этого участка для свинца при свободной осадке следует считать скорость удара в интервале 27-29 м/сек, которая обеспечивает относительную деформацию, равную 15%.

Принятая методика исследований позволяет определить сопротивление деформированию при ударе, которое может быть рассчитано по формуле

$$\sigma_{p\partial} = \frac{\gamma \cdot v^2}{2g \ln \frac{h_0}{h_k}} \quad (3)$$

в предположении, что вся энергия образца массой  $\frac{\gamma}{g} V$  идет на пластическую деформацию

$$\frac{\gamma V_{y\partial} v^2}{2g} = \sigma_{p\partial} V \ln \frac{h_0}{h_k},$$

где:  $\gamma$  — удельный вес образца, кг/м<sup>3</sup>;  
 $V_{y\partial}$  — объем ударяемого образца, м<sup>3</sup>;  
 $V$  — деформируемый объем, м<sup>3</sup>.

Для свинца и отожженной меди с достаточной точностью можно принять ударяемый и деформируемый объемы равными, поскольку величина недеформированной части образца составляет менее 2% всего образца.

На графике /рис. 2/ представлена зависимость динамического коэффициента (отношение сопротивления деформированию при ударе к сопротивлению деформированию при статическом нагружении) от скорости деформирования для свинца и меди.

Статическое сопротивление деформированию для свинца было принято  $\sigma_{pc} = 1,2 \text{ кг/мм}^2$ ; для меди  $7 \text{ кг/мм}^2$ . Из графика видно, что повышение динамического коэффициента определяется как природой металла, так и скоростью удара и степенью пластической деформации.

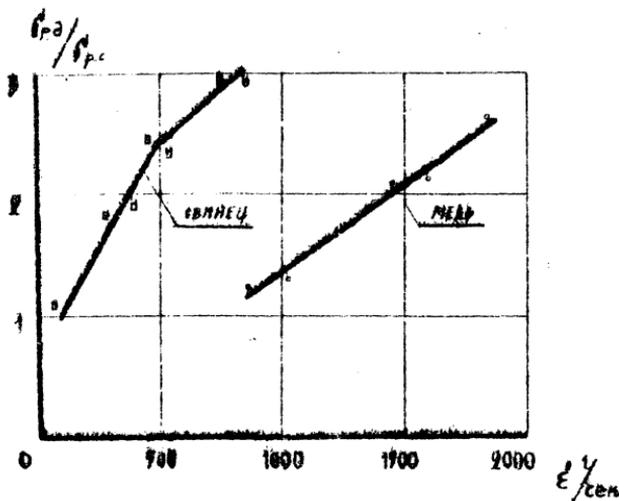


Рис. 2. Зависимость динамического коэффициента от скорости деформации.

$\sigma_{дв}$  - сопротивление деформации, при ударе ( $\text{кг/мм}^2$ );  
 $\sigma_{ст}$  - статическое сопротивление деформации ( $\text{кг/мм}^2$ );  
 $\dot{\epsilon}$  - скорость деформации.

При сравнении полученных динамических коэффициентов меди и свинца со значениями для других металлов [3] видно, что характер изменения их подобен.

Из формулы (3) можно определить наименьшую скорость удара, которая вызывает остаточную пластическую деформацию, равную 0,2% (для свинца - 2 м/сек; для меди - 5,6 м/сек)

#### В ы в о д ы

1. Проведено исследование процесса осадки разогнанных свинцовых и медных образцов при торможении их о жесткую плиту.
2. Определены значения динамических коэффициентов для свинца и меди в зависимости от скорости деформирования.

## Л и т е р а т у р а

1. С. И. Г у б к и н . Пластическая деформация металлов. Т. П. Металлургиздат, 1961.

2. Е. И. В е р б и ц к и й . Копер взрывного действия для высокоскоростной деформации металлов. Сб. БИИ, № 2, 1967.

3. Н. П е р р о н е . Прикладная механика (Труды американского общества инженеров-механиков), № 1. 1966.

## О СКОРОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ УДАРНОЙ ОСАДКЕ

В.А. Чайка, И.Н. Мехед, Е.И. Вербицкий

При осадке объекта, подвергнутого ударному нагружению, пластические деформации в нем распределяются в зависимости от скорости удара и характеристик, определяющих отношение материала к динамическому деформированию. Скоростное деформирование объектов типа стержня, к одному из концов которого приложен ударный импульс, приводит к появлению в нем упругой волны сжатия, за которой будет следовать, но медленнее, пластическая волна.

Теория пластических волн и немногочисленные эксперименты [1,2] показывают, что в объектах конечной длины, в результате взаимодействия прямых и отраженных упругих и пластических волн, распределение напряжений через некоторое время после удара становится чрезвычайно запутанным [2].

Вместе с тем, процессы обработки металлов давлением, в которых используется ударное пластическое деформирование, требуют нахождения основных зависимостей, отражающих главную сущность явлений.

Целью настоящей работы является установление практической зависимости между скоростью распространения деформаций и параметрами удара

Эксперименты производились на медных и свинцовых цилиндрических образцах диаметром 20 мм и длиной 30 мм и 60 мм. Свинцовые образцы были получены методом холодного выдавливания из предварительно отлитой болванки. Медные образцы вытачивались из медного прутка марки М1 и отжигались. Свободное осаживание производилось на жесткой плите. Образец резгонялся в пороховом копре до определенной скорости и тормозился о жесткую плиту. Скорость удара для свинцовых образцов варьировалась от 10 до 50 м/сек, медных образцов - от 40 до 200 м/сек. После осадки производился замер новой высоты образца с точностью до 0,1 мм и глубины распространения пластической деформации по длине цилиндрического образца. Последняя замерялась по разности продеформированного и начального диаметров в специальном индикаторном приспособлении с точностью до 0,01 мм.

Т а б л и ц а I

| № опыта          | $U_{уд}$ , м/сек. | $\Delta h$ , мм | $\tau = \frac{\Delta h}{U_{уд}} \cdot \frac{1}{M}$ | № опыта          | $U_{уд}$ , м/сек. | $\Delta h$ , мм | $\tau = \frac{\Delta h}{U_{уд}} \cdot \frac{1}{M}$ |
|------------------|-------------------|-----------------|--|------------------|-------------------|-----------------|--|
| Высота Н = 30 мм |                   |                 |  | Высота Н = 60 мм |                   |                 |  |
| 1                | 71                | 3,6             | 0,0000507 I/м                                      | 1                | 60                | 6               | 0,0001 I/м   |
| 2                | 100               | 5               | 0,0000501 I/м                                      | 2                | 100               | 9,8             | 0,00099 I/м  |
| 3                | 80                | 4               | 0,00005 I/м  | 3                | 106               | 10,6            | 0,0001 I/м   |
| 4                | 49                | 2,5             | 0,0000510 I/м                                      | 4                | 130               | 13              | 0,0001 I/м   |
| 5                | 40                | 2,0             | 0,00005 I/м  | 5                | 200               | 20              | 0,0001 I/м   |
| 6                | 191               | 9,4             | 0,000049 I/м                                       |                  |                   |                 |  |

В табл. I приведены данные, полученные при деформировании медных образцов высотой в 30 и 60 мм при разных скоростях. Скорость удара замерялась при замыкании снарядом проволочных контактов, расположенных на расстоянии 20 мм, и подаче импульсов на двухлучевой катодный осциллограф. Одновременно на осциллограф посылался калибровочный сигнал от высокочастотного генератора. По этим данным, которые при каждом эксперименте фиксировались на фотопленку, рассчитывалась скорость удара образца.

В этой таблице скорость удара и абсолютная осадка получены непосредственно из опыта, время — величина, рассчитанная по опытным данным. При ее подсчете введен коэффициент "M", который связывает осредненную скорость деформирования со скоростью удара. Известно, что наибольшая скорость удара имеет место в начальный момент ударного деформирования и в конце процесса становится равной нулю. Выразим отношение осредненной скорости деформирования к скорости удара через "M"

$$M = \frac{U_{деф}^{ср}}{U_{уд}} \quad M \leq 1,$$

где  $U_{деф}^{ср}$  — осредненная скорость деформирования, м/сек;  
 $U_{уд}$  — скорость удара, м/сек;  
M — коэффициент, учитывающий закон изменения скорости деформирования от скорости удара.

Следует предположить, что в определенном диапазоне скоростей величина M остается постоянной, т.е. приращение скорости удара вызывает пропорциональное приращение скорости деформирования. В этом

случае время деформации подсчитывается по формуле

$$\tau = \frac{\Delta h}{v_{деф}} = \frac{\Delta h}{v_{уд}} \cdot \frac{1}{M},$$

где  $\Delta h$  - абсолютная деформация цилиндрического образца по высоте, мм;

$\tau$  - время деформации, сек.

Как видно из табл. I время деформации для всех опытов с цилиндрическими медными образцами высотой в 30 мм практически постоянно, не зависит от скорости удара и составляет 0,0000503 сек. Время деформации медных образцов высотой 60 мм также одинаково, также не зависит от скорости удара и составляет 0,0001 сек. Небезынтересно отметить, что время деформации образцов 60 мм высоты вдвое больше времени деформации образцов 30 мм высоты.

Примеры образцов после деформации показали, что распространение пластической деформации по высоте охватывает практически весь объем. Так при скорости удара 40 м/сек. деформация в образце распространилась по высоте на 96%, при скорости удара 200 м/сек. - на 98%. Это позволяет сделать вывод о том, что распространение пластической деформации идет практически с постоянной скоростью, что подтверждается рядом исследований [3,4]. В работе [4] распространение пластической деформации с постоянной скоростью можно установить по снимкам, полученным высокоскоростным фотографированием процесса осадки медных образцов высотой 30 мм.

По проведенным нами экспериментам, а также учитывая работу [4], произведен подсчет скорости распространения пластической деформации при ударной осадке свинца и меди. В табл. 2 показаны значения этих величин и приведены константы материалов, характеризующие поведение материалов при ударных нагрузках.

Т а б л и ц а 2

| Материал | Диапазон исследованных скоростей, м/сек | $\sqrt{\frac{\sigma_T}{\rho}}$ , м/сек | Скорость распространения пластической деформации, м/сек |
|----------|---|--|---|
| Свинец   | 5 + 28                                  | 33                                     | 200-233   |
| Медь     | 40 + 200                                | 84                                     | 570-590   |

$\sigma_T$  - статический предел текучести,  $\rho$  - плотность.

## В ы в о д ы

1. Показано экспериментами, что развитие пластической деформации в процессе удара идет с постоянной скоростью и не зависит от скорости удара в исследуемом диапазоне скоростей.

2. Подсчитаны скорости распространения деформации для свинца и меди.

## Л и т е р а т у р а

1. А. Г а и п о в а . "Механика твердого тела", № 1, 1968.

2. В. Г о л ь д с м и т . Удар. Стройиздат, 1965.

3. L. E f r o n , L. M a l c e g n . "Exp. Mech." 9, N 6, 1969  
9, № 6, 1969.

4. М. А. Б а р я н о в с к и й , Н. И. С т р и к е л ь ,  
В. П. С е в е р д е н к о . "Вестник АН БССР", серия физико-техни-  
ческих наук, № 4, 1968.

## МАЯТНИКОВОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

Л.С.Лякович, В.В.Сурков

Результаты исследования ступенчатого превращения [I] показывают, что небольшая степень предварительного распада аустенита замедляет последующее изотермическое превращение как при более высоких, так и низких температурах. Однако в ходе нагрева от  $T_1$  до  $T_2$  наблюдается интенсификация превращения; количество аустенита, распавшегося за время нагрева, значительно превышает то количество, которое распадается за то же время при постоянной температуре (даже при температуре наибольшей скорости распада аустенита). Представляло интерес исследовать влияние многократного нагрева и охлаждения в определенном интервале температур на кинетику превращения и количества аустенита, распавшегося в результате такого "маятникового" превращения.

Исследование проводилось на стали 37ХНЗА дилатометрическим методом. Изменение скорости нагрева и охлаждения в исследуемом интервале температур 350–450°C достигалось изменением температуры свинцово-оловянных ванн. Продолжительность выдержки в ваннах ограничивалась лишь временем, необходимым для нагрева (или охлаждения) образца до заданной температуры. Момент достижения температуры определялся на визуальном экране дилатометра. Изменение температуры ванны охлаждения от 330 до 250°C и ванны нагрева от 470 до 550°C позволяло менять время охлаждения и нагрева в интервале 350–450°C от 21 до 68 сек. и от 18 до 49 сек. соответственно. Общее время выдержки составляло 30 мин., при этом число циклов "маятниковой раскочки" менялось в пределах 18–46. В момент эксперимента фиксировалось время нагрева и охлаждения, прирост длины образца для каждого цикла. При этом величина прироста фиксировалась как визуально, так и на фотобумаге. Температура ванны в момент эксперимента поддерживалась с точностью  $\pm 5^\circ\text{C}$ , что почти не отражалось на равномерности скорости нагрева, особенно в тех случаях, когда температура ванны была значительно выше (ниже) граничных температур интервала  $\Delta T: 450^\circ$  и  $350^\circ\text{C}$ . Количество аустенита, превратившегося за каждый цикл нагрева и охлаждения, определялось по методике, описанной в [I].

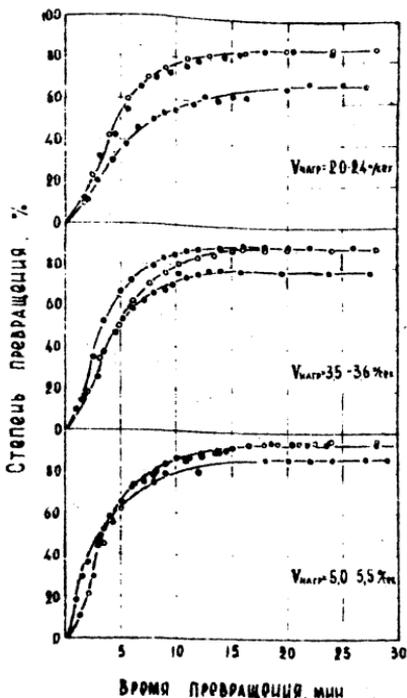


Рис. I

Кинетика "маятникового" превращения аустенита, охлаждения, град/сек: -1,6; -2,7; -4,5

аустенита при "маятниковой раскочке" действительно заканчивается раньше, чем при обычном изотермическом превращении. Так, изотермическое превращение исследуемой стали при 350° и 450°С заканчивается через 35 и 25 мин. соответственно, а при маятниковой раскочке в этом интервале температур - за 15-20 мин. Одновременно с этим можно отметить уменьшение степени превращения аустенита с ростом скорости охлаждения и уменьшением скорости нагрева (рис.2). Это явление объясняется в первую очередь тем, что уменьшение скорости нагрева достига-

На рис. I приведены кинетические кривые, характеризующие кинетику превращения аустенита в ходе многократного нагрева и охлаждения. Математическая обработка этих кривых позволила определить, что превращение подчиняется общей для изотермического превращения аустенита зависимости:

$$V_{\tau} = V_0 (1 - e^{-\sigma \tau^{\theta}}),$$

где  $V_{\tau}$  - объем превращения за время  $\tau$ .

Экспериментальные данные укладываются в координатах  $\lg \tau$  и  $\lg \lg \frac{1}{1-V}$  на прямую линию. При этом наклон прямой характеризуется показателем степени при времени " $\theta$ " (табл. I).

В работе [ I ] было высказано предположение о том, что возникающие в момент охлаждения или нагрева от  $T_1$  до  $T_2$  напряжения инициируют превращение аустенита, способствуют "реализации" зародышей, что должно привести к ускорению превращения. Как следует из рис. I, превращение аусте-

Т а б л и ц а I

Значение показателя времени " $\delta$ " в формуле Колмогорова  $V_L = V_0 (1 - e^{-\alpha t})$  для "маятникового" превращения аустенита

| № пп. | Скорость, °/сек. |        | $\delta$ |
|-------|------------------|--------|----------|
|       | охлаждение       | нагрев |          |
| I-1   | 1,47             | 5,27   | 1,4I     |
| I-2   | 1,72             | 3,57   | 1,3I     |
| I-3   | 1,75             | 2,02   | 1,56     |
| 2-1   | 2,5              | 5,0    | 1,27     |
| 2-2   | 2,82             | 3,64   | 1,5I     |
| 2-3   | 2,94             | 2,38   | 1,46     |
| 3-1   | 4,65             | 5,55   | 0,8I     |
| 3-2   | 4,35             | 3,57   | 1,30     |
| 3-3   | 4,65             | 2,04   | 1,3I     |

лось уменьшением температуры высокотемпературной ванны, это увеличивало время пребывания образца в верхней зоне промежуточной области, где процессы стабилизации аустенита протекают особенно интенсивно. Аналогичным образом действовало и увеличение скорости охлаждения, сокращающее время пребывания образца в зоне низких температур промежуточной области.

Наряду с этой причиной следует учитывать и увеличивающуюся с ростом скорости нагрева и охлаждения возможность нарушения когерентности на границе образовавшейся пластины  $\alpha$ -фазы, что тормозит превращение [2]. Эта точка зрения подтверждается результатами электронноструктурного исследования. С увеличением скорости нагрева и охлаждения при маятниковой раскочке увеличивается и дисперсность продуктов распада аустенита. Подобное изменение структуры говорит

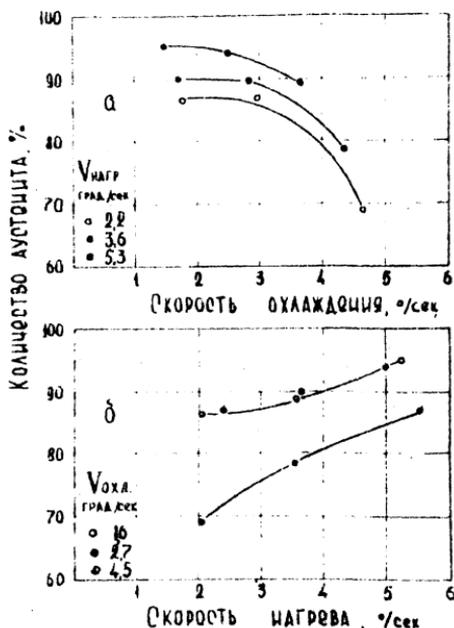


Рис.2

Зависимость объема превращения аустенита от скорости нагрева и охлаждения при "маятниковой" обработке

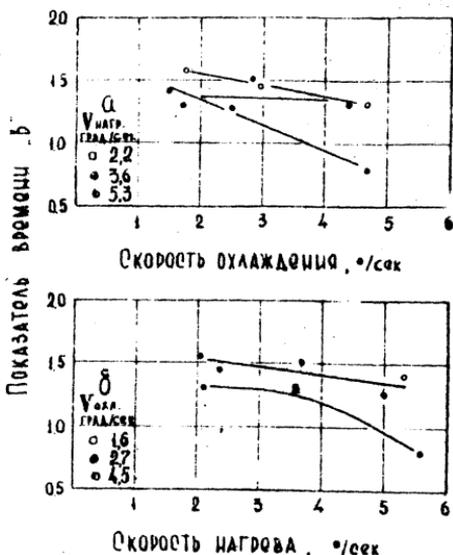


Рис.3

Зависимость показателя времени "б" в формуле от скорости нагрева и охлаждения при "маятниковом" превращении

о замедлении скорости роста образовавшихся бейнитных зародышей. Подтверждением точки зрения о нарушении когерентности является также изменение кинетики маятникового превращения по сравнению с кинетикой обычного изотермического распада аустенита.

С увеличением скорости нагрева и охлаждения маятниковой обработки наблюдается уменьшение показателя "б" в формуле, описывающей кинетику маятникового превращения. При максимальных значениях скоростей нагрева и охлаждения (5,5 и 4,6<sup>0</sup>/сек. соответственно) показатель "б" близок к единице (рис.3), что согласно теоретическому анализу Н.Н.Сироты [2] соответствует процессу, протекающему лишь за счет образования зародышей (скорость роста кристаллов равна нулю).

Для подобного случая показатель времени " $\tau$ " равен 1. Такой случай, в частности, характерен для мартенситного превращения, когда скорость роста очень велика, и мартенситные пластины можно рассматривать как зародыши превращения, не испытывающие дальнейшего роста. Действительно, мартенситное превращение подчиняется зависимости [3]

$$V_{\tau} = V_0 (1 - e^{-a\tau}).$$

Таким образом, при значительной величине напряжений, возникающих при охлаждении (нагреве) от  $T_1$  до  $T_2$ , превращение протекает в условиях затрудненного роста пластин  $\alpha$ -фазы.

#### Л и т е р а т у р а

1. Л. С. Д я х о в и ч и В. В. С у р к о в. Сб. "Металловедение и термическая обработка металлов", Минск, 1965.
2. Н. Н. С и р о т а . "Известия сектора физико-химического анализа", Институт общей и неорганической химии АН СССР. Т.23, 1953.
3. Я. С. У м а н с к и й и др. "Физическое металловедение". Металлургиздат, 1955.

## ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА РАСПАД АУСТЕНИТА В ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ОБЛАСТИ

Л.С.Ляхович, В.В.Сурков

Исследование проводилось на сталях 37ХНЗА, 5ХНВ, 5ХНМ и Х6ВФ. Предварительно для этих сталей дифференциальным дилатометрическим методом были определены температуры начала мартенситного превращения и построены мартенситные кривые (рис. I). Определение количества образовавшегося мартенсита проводилось по специально разработанной методике.

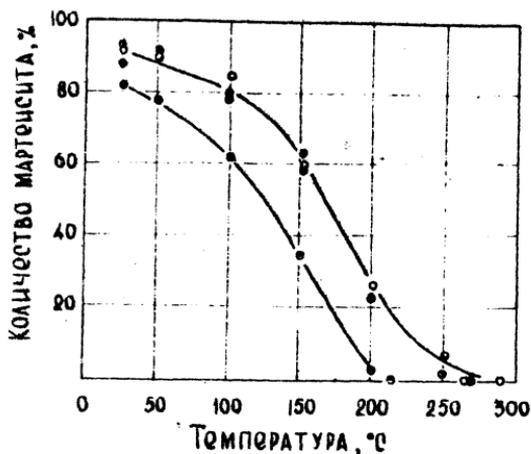


Рис. I

Мартенситные кривые сталей:  
○ 37ХНЗА, ● 5ХНВ, ◐ 5ХНМ, ◑ Х6ВФ.

Было установлено, что уже переохлаждение аустенита ниже  $M_n$  на 15–20°, приводящее к образованию 2–3% мартенсита, резко ускоряет последующее промежуточное превращение выше  $M_n$ , развивающееся сразу же при достижении температуры  $T_2$  (250–350°C). Начальная скорость изоморфического превращения еще более возрастает с увеличением степени мартенситного превращения до 20–30% (если принять аусте-

Влияние различной степени мартенситного превращения на кинетику последующего распада аустенита в промежуточной области (300 и 350°C для сталей 5ХНВ, 5ХНМ и 37ХНЗА; 250 и 300°C для Х6ВФ) изучалось как дилатометрическим методом на дилатометре ДКМ, так и структурно-статическим методом А.А.Глаголева (точечным).

Было установлено, что уже переохлаждение аустенита ниже  $M_n$  на 15–20°, приводящее к образованию 2–3% мартенсита, резко ускоряет последующее промежуточное превращение выше  $M_n$ , развивающееся сразу же при достижении температуры  $T_2$  (250–350°C). Начальная скорость изоморфического превращения еще более возрастает с увеличением степени мартенситного превращения до 20–30% (если принять аусте-

нит, сохранившийся при охлаждении до  $T_1$  за 100%). В то же время существенно уменьшается объем аустенита, превратившегося изотермически при  $T_2$ . Так, для стали 37ХН3А охлаждение аустенита до 250°C ( $M_H = 290^\circ\text{C}$ ) приводит к образованию 7% мартенсита. После нагрева до 300°C изотермически распадается еще 70% аустенита; при 350°C – 65%. Таким образом, в структуре должно сохраниться значительное количество остаточного аустенита (23–28%). Еще значительнее стабилизация аустенита проявляется в ходе изотермического превращения после предварительного образования 27% мартенсита ( $T=200^\circ\text{C}$ ). В этом случае изотермически при 300 и 350°C превращается лишь 30 и 20% аустенита соответственно (табл. I).

Т а б л и ц а I

Количество аустенита, превратившегося в температурных интервалах

| Марка стали | $T_1$ ,<br>°C | Количество структурных составляющих, % |           |          |     |          |     |           |     |
|-------------|---------------|--|-----------|----------|-----|----------|-----|-----------|-----|
|             |               | M                                      | $B_{M_H}$ | $B_{A1}$ |     | $B_{A2}$ |     | $A_{ост}$ |     |
|             |               |  |           | 300      | 350 | 300      | 350 | 300       | 350 |
| I           | 2             | 3                                      | 4         | 5        | 6   | 7        | 8   | 9         | 10  |
| 37ХН3А      | 250           | 7                                      | 6         | 23       | 29  | 70       | 64  | 0         | 0   |
|             | 200           | 27                                     | 23        | 41       | 50  | 32       | 23  | 0         | 0   |
|             | 150           | 60                                     | 11        | 16       | 20  | 24       | 20  | 0         | 0   |
|             | 100           | 85                                     | 3         | 7        | 7   | 8        | 8   | 0         | 0   |
|             | 25            | 92                                     | 0         | 0        | 0   | 8        | 8   | 0         | 0   |
| 5ХНВ        | 250           | 2                                      | 0         | 18       | 25  | 80       | 73  | 0         | 0   |
|             | 200           | 26                                     | 15        | 35       | 40  | 39       | 34  | 0         | 0   |
|             | 150           | 64                                     | 10        | 18       | 25  | 18       | 11  | 0         | 0   |
|             | 100           | 80                                     | 0         | 5        | 8   | 15       | 12  | 0         | 0   |
|             | 25            | 88                                     | 0         | 0        | 2   | 12       | 10  | 0         | 0   |
| 5ХНМ        | 250           | 2                                      | 0         | 23       | 28  | 75       | 70  | 0         | 0   |
|             | 200           | 23                                     | 15        | 36       | 40  | 41       | 37  | 0         | 0   |
|             | 150           | 59                                     | 7         | 15       | 18  | 19       | 23  | 7         | 0   |
|             | 100           | 78                                     | 0         | 4        | 4   | 0        | 18  | 18        | 0   |
|             | 25            | 93                                     | 0         | 0        | 0   | 0        | 7   | 7         | 0   |

| I    | 2   | 3  | 4 | 5   | 6   | 7   | 8   | 9   | 10  |
|------|-----|----|---|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
|      |     |    |   | 250 | 300 | 250 | 300 | 250 | 300 |
| X6BФ | 200 | 2  | 0 | 0   | 5   | 86  | 85  | 12  | 8   |
|      | 150 | 35 | 8 | 15  | 15  | 46  | 50  | 5   | 8   |
|      | 100 | 62 | 3 | 8   | 7   | 22  | 2   | 30  | 10  |
|      | 25  | 72 | 0 | 0   | 0   | 0   | 5   | 18  | 13  |

В то же время ни рентгеноструктурный, ни металлографический анализы не выявляют остаточный аустенит в структуре. Было сделано предположение о том, что распад аустенита происходит еще во время нагрева от  $T_1$  до  $T_2$ . Металлографическое исследование подтвердило это предположение. Оказалось, что если образцы охладить до  $T_1$ , а затем быстро (за 1 мин.) нагреть на температуру несколько ниже  $M_H$  (на  $5-8^\circ$ ) и вновь быстро охладить до комнатной температуры, то структура представляет собой характерные темнотравящиеся иглы нижнего бейнита на непротравившемся фоне мартенсита.

При электронноструктурном исследовании наблюдается структура, типичная для изотермического превращения аустенита в нижнем интервале температур промежуточной области (карбиды в пластинах  $\alpha$ -фазы). В то же время структура закаленных в воде образцов после кратковременного нагрева (1,5 мин.) до  $M_H$  представляет типичный неотпущенный (слабо травящийся) мартенсит. И хотя уменьшение ширины интерференционной линии  $(IIO)_\alpha$  мартенсита после такого нагрева (о. 40 до 34 угловых мин. для стали 37ХН3А) свидетельствует об его отпуске, при электронноструктурном исследовании карбиды, выделившиеся из мартенсита, не обнаружены. Таким образом, можно утверждать, что темнотравящиеся иглы в структуре образцов, быстро охлажденных на  $15-19^\circ$  ниже  $M_H$  и вновь нагретых до  $M_H$ , являются продуктами диффузионного распада аустенита в процессе нагрева.

Была попытка проследить за изменением содержания углерода в остаточном аустените, сохранившемся после обработки исследованных сталей по режимам:  $t_{\text{ауст}} \rightarrow T_1 \rightarrow M_H \rightarrow \text{вода}$ . Повышение содержания углерода в остаточном аустените однозначно свидетельствовало бы о распаде аустенита по промежуточному механизму в процессе нагрева от  $T_1$  до  $T_2$ . Но из-за небольших размеров dilatометрических образцов и связанной с этим невысокой интенсивностью интерференцион-

ных линий  $(200)_{\alpha}$  и  $(220)_{\alpha}$  аустенита полученные результаты по изменению параметра аустенита находились в пределах погрешности измерений.

Был проведен количественный металлографический анализ на дилатометрических образцах, обработанных по режимам:

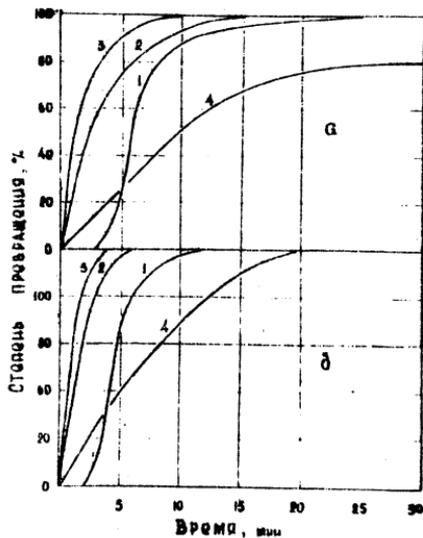
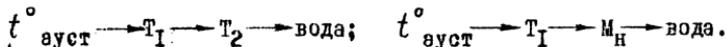


Рис. 2

Влияние предварительного мартенситного превращения на кинетику изотермического распада аустенита в промежуточной области (нераспавшийся до  $T_2$  аустенит принят за 100%). Сталь 5ХНМ.

1 - нормальная кинетика; 2 - 2% М;  
3 - 23% М; 4 - 59% М, а) 300°C  
б) 350°C.

Результаты исследования, сведенные в табл. I, показывают, что для сталей 37ХНЗА и 5ХНВ в структуре образцов, предварительно охлажденных ниже  $M_n$  и испытавших затем изотермическое превращение, отсутствует остаточный аустенит. И лишь в сталях 5ХНМ и Х6ВФ в структуре сохраняется некоторое количество остаточного аустенита.

На рис. 2 показано влияние предварительного мартенситного превращения на кинетику изотермического превращения аустенита при  $T_2$  (сталь 5ХНМ). При этом за 100% принимался аустенит, сохранившийся до температуры  $T_2$  ( $A_{T_2}$ ), т.е.

$$A_{T_2} = 100 - (M + B_{\Delta T}),$$

где  $M$  - количество мартенсита, образовавшегося при охлаждении до  $T_1$ ,  $B_{\Delta T}$  - количество структур, образовавшихся при нагреве. Характер кривых для всех исследованных сталей аналогичен и указывает на то, что уже незначительное количество мартенсита рез-

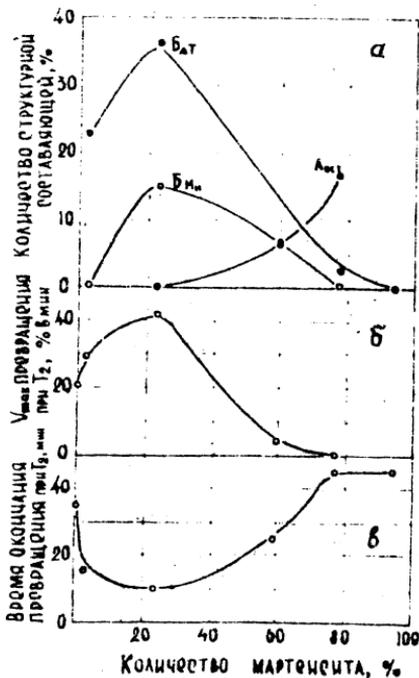


Рис. 3.

Влияние мартенситного превращения на степень превращения аустенита в различных температурных интервалах (а) и на скорость и время окончания изотермического превращения при 300°C (б, в):

$B_{M_n}$  - % аустенита, превратившегося при нагреве до  $M_n$ ;

$B_T$  - % аустенита, превратившегося при нагреве от  $T_изм.$  до 300°C;

$A_{уст}$  - % аустенита, сохранившегося в структуре после завершения изотермического превращения;

а - сталь 37АН3А; б - сталь 5ХНМ;

в - сталь Х6ВФ.

ко увеличивает начальную скорость последующего промежуточного превращения, протекающего без инкубационного периода, и сокращает время окончания превращения. Кроме того, промежуточное превращение протекает еще во время нагрева образца до температуры изотермической выдержки. С увеличением степени предварительного мартенситного превращения до 20-30% начальная скорость изотермического превращения еще более увеличивается. Одновременно возрастает количество атермически распавшегося аустенита. При этом диффузионный распад аустенита наблюдается уже при температурах ниже  $M_n$ . Дальнейшее увеличение количества предварительно образовавшегося мартенсита, напротив, приводит к постепенному устранению эффекта ускорения промежуточного превращения и к развитию процессов стабилизации аустенита (стали 5ХНМ и Х6ВФ). Рис. 3, построенный на основании данных табл. I

и кинетических кривых (рис. 2), отчетливо иллюстрирует это явление.

Отмеченные выше закономерности изменения кинетики промежуточного превращения с увеличением степени мартенситного превращения хорошо подтверждают выводы, сделанные в [ 1 ]. Ранее указывалось, что напряжения, возникающие в период нагрева (охлаждения) от  $T_1$  до  $T_2$  оказывают на протекание промежуточного превращения противоположное действие, ускорение и торможение превращения. Незначительные напряжения, возникающие при нагреве, инициируют промежуточное превращение, но с ростом напряжений оно начинает замедляться. Действительно, с увеличением степени мартенситного превращения до 20-30% и связанным с ним ростом внутренних микронапряжений, скорость промежуточного превращения существенно увеличивается, причем процесс диффузионного распада аустенита начинает протекать при температурах ниже  $M_n$ . Такое действие упругих напряжений на развитие промежуточного превращения следует объяснить ускорением диффузии углерода в поле напряжений [ 2-4 ]. Поскольку рост бейнитных пластин, как показано в [ 5 ] лимитируется скоростью отвода углерода от фронта растущей бейнитной пластины, то увеличение скорости диффузии углерода с ростом напряжений должно приводить к промежуточному превращению даже при температурах ниже  $M_n$ . Может вызвать сомнение тот факт, что образование уже 2-3% мартенсита резко ускоряет последующее промежуточное превращение. Однако Я.М.Головчинер [ 6 ] показал, что даже при относительно малом количестве мартенситной фазы (порядка 1-2%) кристаллическая решетка аустенита может быть уже значительно искажена. Увеличение количества мартенсита выше 20-30% приводит к торможению промежуточного превращения вследствие развития процессов стабилизации аустенита.

Им образом, полученные в данной работе экспериментальные результаты не позволяют объяснить причину стабилизации аустенита. И тем не менее можно констатировать, что изменения в физическом состоянии аустенита, связанные с развитием мартенситного превращения до определенного предела (20-30%) инициируют последующее промежуточное превращение. Увеличение же количества мартенситной фазы сверх этих значений вызывает противоположный эффект.

## Л и т е р а т у р а

1. Л. С. Д я х о в и ч , В. В. С у р к о в . "Некоторые вопросы ступенчатого превращения переохлажденного аустенита". Данный сб.

2. Л. Н. А л е к с а н д р о в , Б.Я. Л ю б о в . Сб. "Проблемы металловедения и физики металлов". Metallurgizdat, 1964.

3. Б. Я. Л ю б о в , В. М. Р а з о р е н о в М, 16, 5, 1963.

4. Л. Н. А л е к с а н д р о в , Б. Я. Л ю б о в . ДАН СССР. 151, 3, 1963.

5. Р. И. Э н т и н . Превращения аустенита в стали. Metallurgizdat, 1960.

6. Я. М. Г о л о в ч и н е р . Сб. "Проблемы металловедения и физики металлов", Metallurgizdat, стр. 66, 1958.

## НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ СТУПЕНЧАТОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА

И.С.Ляхович, В.В.Сурков

В работе [ 1 ] отмечалось, что с позиций современной теории промежуточного превращения [ 2 ] трудно объяснимыми являются данные по кинетике ступенчатого превращения аустенита в промежуточной области [3-6]. Наиболее интересным явлением во всех этих экспериментах является сохранение инкубационного периода превращения после предварительной выдержки при более высоких температурах и увеличение (а не уменьшение) его в результате выдержки при более низких температурах. Следовало ожидать, что частичная выдержка даже в течение времени, не превышающего длительности инкубационного периода при более высоких температурах, должна создавать необходимую степень перераспределения углерода для превращения при более низких температурах, т.е. превращение аустенита должно было бы происходить еще в процессе охлаждения от температуры предварительной выдержки  $T_1$  до температуры основного превращения  $T_2$ . Действительно, в работе [1] отмечалось превращение аустенита стали 37ХН3А за время охлаждения от  $T_1=450^{\circ}\text{C}$  до  $T_2=300^{\circ}\text{C}$ , причем с увеличением степени предварительного превращения количество аустенита, превратившегося за время охлаждения, уменьшается. В работе [ 6 ] также было обнаружено превращение аустенита в ходе нагрева до  $350^{\circ}\text{C}$  после образования 5 и 10% бейнита при  $258^{\circ}\text{C}$  (сталь с 0,8%С). Более подробное исследование этого явления могло способствовать объяснению ряда закономерностей, отмеченных в работах [1, 3-6].

Исследование проводилось на dilatометре ДКМ по дифференциальной схеме. Была разработана методика обработки dilatограмм, позволяющая определять количество аустенита, превращающегося в процессе нагрева или охлаждения от  $T_1$  до  $T_2$ .

Микроструктурное исследование с помощью точечного метода А.А.Глаголева подтвердило возможность применения описанной методики (табл.1). Некоторое увеличение расчетных данных по сравнению с результатами микроструктурного исследования связано с тем, что фактически превращение при охлаждении от  $T_1$  до  $T_2$  идет в некотором интервале температур, и коэффициент термического сжатия образующихся

структур различен (чем выше температура, тем он меньше), тогда как в использованной методике этот коэффициент принят равным коэффициенту термического сжатия бейнита, образующегося при  $T_2$ .

Т а б л и ц а I

Количество аустенита, образовавшегося за время охлаждения от  $T_1 = 450^\circ\text{C}$  до  $T_2 = 300$  и  $350^\circ\text{C}$ .  
Сталь 37ХН3А (время охлаждения 75 сек.)

| $T_2, ^\circ\text{C}$ | Время выдержки при $T_1$ | Количество аустенита, превратившегося при $T_1, \%$ | Количество аустенита, превратившегося при охлаждении от $T_1$ до $T_2, \%$ |                          |
|-----------------------|--------------------------|---|--|--------------------------|
|                       |                          |   | определение по диаграмме   | определение по структуре |
| 300                   | 3 мин. 45 сек.           | 0   | 23   | 20                       |
|                       | 4 мин. 45 сек.           | 7,5   | 22   | 20                       |
|                       | 5 мин. 23 сек.           | 15  | 15   | 10                       |
|                       | 12 мин.                  | 31  | 10   | -                        |
|                       | 30 мин.                  | 43  | 2,0  | 0                        |
| 350                   | 3 мин. 30 сек.           | 0   | 20   |                          |
|                       | 4 мин. 35 сек.           | 7,5   | 21   |                          |
|                       | 5 мин. 40 сек.           | 15  | 10   |                          |
|                       | 30 мин.                  | 38  | 0  |                          |

В табл. I приведены сведения о количестве аустенита, образовавшегося при охлаждении (сталь 37ХН3А) от  $T_1=450^\circ\text{C}$  до  $T_2=300$  и  $350^\circ\text{C}$  после различных степеней превращения при  $T_1$  (время охлаждения во всех опытах составляло 70-75 сек.). Сравнение этих данных с табл. 2, в которой указано количество аустенита, превращающегося изотермически за 75 сек. после образования таких же количеств бейнита, что и при  $T_1$  (табл. I), указывает на одну характерную особенность сту-

Т а б л и ц а 2

Количество аустенита, превратившегося при изотермической выдержке за 75 сек. после достижения различных степеней распада. Сталь 37ХН3А.

| Количество предварительно превратившегося аустенита,<br>% | Количество аустенита, превратившегося за 75 сек. при $t^{\circ}\text{C}$ , % |      |      |
|---|--|------|------|
|   | 450  | 350  | 300  |
| 0   | 6,0  | 7,0  | 4,0  |
| 7,5   | 7,5  | 15,0 | 8,5  |
| 15  | 5,0  | 25,0 | 9,0  |
| 31  | 4,0  | 20,0 | 17,0 |
| 43  | 0  | 19,0 | 15,0 |

пенчатого превращения. После небольших степеней предварительного распада (до 15%) при  $450^{\circ}\text{C}$  за время охлаждения до  $T_2$  превращается большее количество аустенита, чем в изотермических условиях за то же время при любой температуре интервала  $T_1 - T_2$ . Подобное явление было отмечено также и на сталях 5ХНВ, 5ХНМ, 9ХС.

Такое ускорение превращения аустенита в момент охлаждения может быть объяснено влиянием напряжений, возникающих при резком охлаждении. С увеличением степени предварительного превращения развиваются процессы фазового наклепа аустенита, тормозящего последующее превращение при охлаждении.

В работе [8, 9] было показано, что иногда небольшая предварительная деформация оказывает стимулирующее воздействие на мартенситное превращение, переход же к деформациям больших степеней приводит к затормаживающему эффекту. Авторы приписывают микронапряжениям роль стимулирующего фактора, а измельчению блоков - тормозящего фактора. Эти положения могут быть перенесены на превращение в промежуточной области и полностью объясняют зависимость количества превратившегося при охлаждении аустенита от степени предварительного превращения.

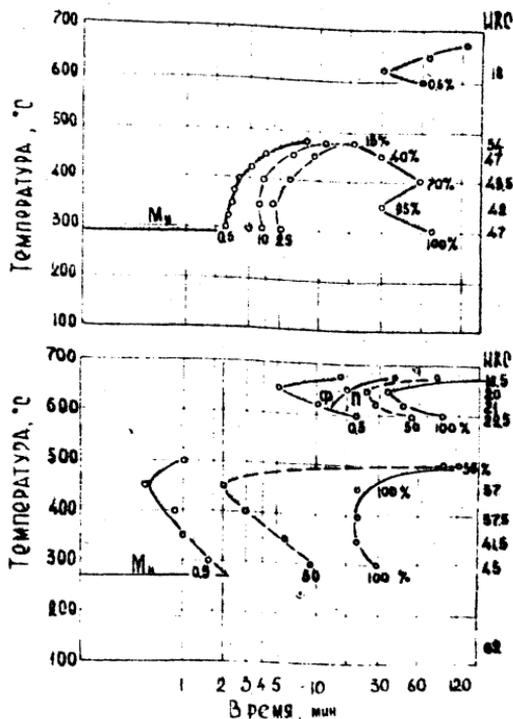


Рис. I  
 Диаграммы изотермического превращения.

Количество аустенита, превратившегося в различных температурных интервалах, определялось обработкой dilatометрических кривых нагрева по описанной выше методике. Для исследования были взяты стали 37ХН3А и 5ХНВ, отличающиеся температурной зависимостью кинетики промежуточного превращения: у первой стали с понижением температуры промежуточной области скорость превращения аустенита увеличивается, а у второй, напротив, уменьшается (рис. I).

Как следует из рис. 2, количество атермического образовавшегося в различных температурных интервалах аустенита ( $\% A_{\Delta T}$ ) суще-

Иницирующее действие напряжений на ускорение превращения аустенита обнаружено и при нагреве образцов от  $T_1=300^\circ\text{C}$  до более высоких температур (верхний предел  $450^\circ\text{C}$ ) – после предварительного образования 20% бейнита. Поскольку основным фактором, влияющим на величину напряжений, возникающих при нагреве и охлаждении образца, является скорость нагрева, было интересно исследовать влияние скорости нагрева от  $T_1$  до  $T_2$  на атермический распад аустенита. Изменение скорости нагрева регулировалось температурой второй ванны от  $325$  до  $650^\circ\text{C}$  и экранированием образца алундовым тигельком, заполненным свинцово-оловянным расплавом.

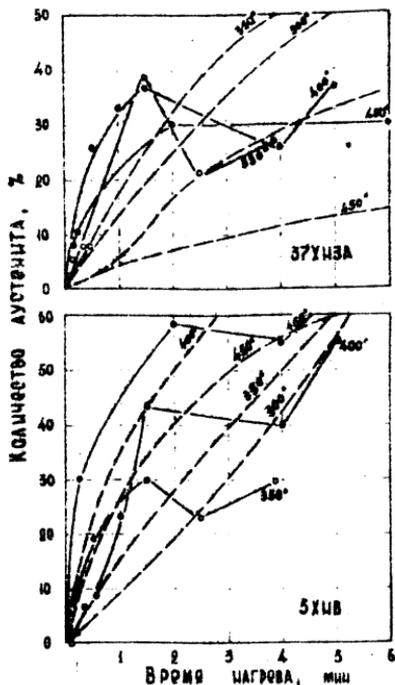


Рис.2

Влияние времени нагрева на превращение при: ———— нагреве (степень предварительного превращения при 300° - 20%);  
 - - - - - изотермической выдержке.

протекает безостановочно, причем  $\%A_{\Delta T}$  определяется кинетикой изотермического превращения аустенита при температурах  $T_1 - T_2$ .  $\%A_{\Delta T}$  в этом случае не превышает количество аустенита, которое могло бы превратиться за время, равное времени нагрева, при температуре максимальной скорости изотермического превращения. Увеличение скорости нагрева приводит к увеличению  $\%A_{\Delta T}$ , но выше определенной скорости нагрева  $\%A_{\Delta T}$  вновь уменьшается. Такая зависи-

ственно зависит от времени нагрева. Характерным в этих экспериментах является следующий момент. При нагреве стали 37УНЗА от 300 до 350°С (после предварительного распада 20% аустенита) за время нагрева 90 сек. превращается около 40% аустенита. При обычном же изотермическом превращении при 300° после распада 20% аустенита до 90 сек. образуется всего лишь 15-20% бейнита. Даже при  $T_2=450^\circ$  (время нагрева в интервале  $\Delta T - 120$  сек) превращается 30% аустенита, хотя превращение в основном протекает в интервале 350-400°С, где скорость изотермического превращения значительно меньше, чем при 300°С. Аналогичное явление наблюдается и для стали 5ХНВ.

Таким образом, также как и при исследовании влияния выдержек в верхней зоне промежуточной области на превращение в нижней зоне наблюдается экстремальная зависимость количества аустенита от скорости нагрева.

При очень малой скорости нагрева 0,5°/сек, превращение

мость  $\%A_{\Delta T}$  от скорости нагрева может быть объяснена только влиянием напряжений, инициирующих промежуточное превращение. С повышением скорости нагрева растет перепад температур по сечению образца, а следовательно, и величина напряжений. Но с увеличением скорости нагрева одновременно уменьшается время самого превращения во время нагрева, в результате чего  $\%A_{\Delta T}$  уменьшается.

### Л и т е р а т у р а

1. Л. С. Ляхович и В. В. Сурков. Сб. "Металловедение и термическая обработка металлов", Минск, 1965.
2. Р. И. Энтин. "Превращения аустенита в стали", Metallurgizdat, 1960.
3. Л. И. Коган и Р. И. Энтин. Сб. "Проблемы металлостроения и физики металлов", Metallurgizdat, 1958.
4. Б. А. Леонтьев, Л. С. Палатник, Я. И. Спектор. ФММ, 1957, 5, 2.
5. R.F. Heeman and A.R. Trojano. "Journal of Metals" 1954, 6, II.
6. J.S. White and W.S. Owen. "Journal of the Iron and Steel Inst." 1961, 197, 3.
7. Л. С. Ляхович, В. В. Сурков "О самоотпуске продуктов изотермического превращения аустенита". Сб. "Термическая и термомеханическая обработка стали и сплавов". Минск, 1968.
8. Г. В. Курдюмов, О. П. Максимова, А. И. Никанорова, З. Р. Павленко, А. М. Ямпольский. Сб. "Проблемы металлостроения и физики металлов", Metallurgizdat, стр. 41, 1958.
9. О. П. Максимова. Сб. "Проблемы металлостроения и физики металлов", Metallurgizdat, стр. 246, 1962.

|   |    |
|---|----|
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, Р.Н. ХУДОКОРМОВА, В.М. КОРОЛЕВ. Анормальные структуры в синтетических Fe-C сплавах . . . . .  | 3  |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, Р.Н. ХУДОКОРМОВА. Влияние микродобавок церия на кинетику роста аустенитного зерна при нагреве среднеуглеродистой стали . . . . .                    | 7  |
| Л.Д. ПЯТАКОВА. К вопросу о механизме влияния силикокальция на повышение уровня и однородности ударной вязкости конструкционной стали . . . . .                    | II |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, И.А. РИШЕВ. Хрупкость среднеуглеродистой стали, легированной никелем и медью . . . . .  | 16 |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, И.А. РИШЕВ. Кремний и алюминий в проблеме хладноломкости стали . . . . .  | 21 |
| В.И. КРАЕВОЙ. Свойства чугуна после вибрационной обработки . .  | 26 |
| Б.В. БАБУШКИН. К влиянию толщины стенки отливки на предел прочности серого чугуна . . . . .   | 32 |
| М.М. АБАЧАРАЕВ. Механизм кавитационной эрозии втулки цилиндра быстроходных дизелей . . . . .  | 35 |
| Л.Г. ВОРОШНИН, М.М. АБАЧАРАЕВ, Г.Ф. ПРОТАСЕВИЧ. Влияние диффузионных покрытий на кавитационную стойкость серого чугуна . . . . .                                  | 39 |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, Л.Н. КОСАЧЕВСКИЙ, Ф.В. ДОЛМАНОВ. К вопросу о механизме безэлектролизного насыщения металлов из расплавов . . . . .                                  | 45 |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, Г.Г. ПАНИЧ. Комплексное насыщение стали неметаллическими элементами с использованием жидкостного метода . .   | 48 |
| Л.Г. ВОРОШНИН, Л.С. ЛЯХОВИЧ, Г.Ф. ПРОТАСЕВИЧ. Химико-термическая обработка железной металлокерамики . . . . .   | 54 |
| Ф.С. НОВИК, Л.Г. ВОРОШНИН, Г.Ф. ПРОТАСЕВИЧ. Применение математических методов планирования экспериментов при решении задач химико-термической обработки . . . . . | 65 |
| Л.Г. ВОРОШНИН, М.М. АБАЧАРАЕВ. Марганцирование серого чугуна .  | 70 |
| Л.Г. ВОРОШНИН, Г.В. БОРИСЕНКО, Ф.С. НОВИК, Ф.Г. ЛОВШЕНКО. Жаростойкость сталей с хромовыми и хромкремниевыми диффузионными покрытиями . . . . .                   | 76 |

|   |     |
|---|-----|
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, Л.Н. КОСАЧЕВСКИЙ, Ф.В. ДОЛМАНОВ. Старение молибденосилицированных диффузионных слоев . . . . .  | 89  |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, Л.Н. КОСАЧЕВСКИЙ, В.Г. ЕЛИНОВА, Ф.В. ДОЛМАНОВ. Распределение насыщающих элементов в диффузионном слое при хромосилицировании . . . . .                  | 93  |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, Е.А. КУЛИКОВСКИЙ, Л.Г. ВОРОШНИН. Борирование хромистых инструментальных сталей . . . . .  | 96  |
| Б.З. ПОЛЯКОВ, А.Я. КУЛИК, Б.В. БАБУШКИН. К расчету напряженного состояния композитных материалов . . . . .  | 104 |
| Б.В. БАБУШКИН, Л.С. ЛЯХОВИЧ, Б.З. ПОЛЯКОВ. Температурная компенсация при определении остаточных напряжений тензодатчиками сопротивления . . . . .                     | 108 |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, Б.В. БАБУШКИН, А.Я. КУЛИК. К вопросу о кинетике накопления усталостной повреждаемости . . . . .   | 112 |
| Б.В. БАБУШКИН, Л.С. ЛЯХОВИЧ, С.Э. РОЗЕНБЕРГ. Исследование поверхности изломов усталостных нитроцементированных образцов . .   | 115 |
| В.П. СЕВЕРДЕНКО, Р.Д. РЫЖКОВИЧ. Устройство для измерения деформаций при осадке . . . . .  | 120 |
| М.А. БАРАНОВСКИЙ, П.П. АНЦИПОРОВИЧ, Н.И. СТРИКЕЛЬ. Способ регистрации кинематических характеристик процессов высокоскоростной деформации металлов и сплавов . . . . . | 123 |
| М.А. БАРАНОВСКИЙ, П.П. АНЦИПОРОВИЧ. Исследование неравномерности деформации при высокоскоростном выдавливании . . . . .   | 126 |
| В.А. ЧАЙКА, И.Н. МЕХЕД, Е.И. ВЕРБИЦКИЙ. Влияние инерционных сил при высокоскоростной осадке свинца . . . . .  | 129 |
| В.А. ЧАЙКА, И.Н. МЕХЕД, Е.И. ВЕРБИЦКИЙ. Деформация свинца и меди при высокоскоростной осадке . . . . .  | 133 |
| В.А. ЧАЙКА, И.Н. МЕХЕД, Е.И. ВЕРБИЦКИЙ. О скорости распространения пластической деформации при ударной осадке . . . . .   | 138 |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, В.В. СУРКОВ. Маятниковое превращение переохлажденного аустенита . . . . .   | 142 |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, В.В. СУРКОВ. Влияние предварительного мартенситного превращения на распад аустенита в промежуточной области . . . . .                                   | 147 |
| Л.С. ЛЯХОВИЧ, В.В. СУРКОВ. Некоторые вопросы ступенчатого превращения переохлажденного аустенита . . . . .  | 154 |

АТ 27279. Подписано к печати 3/УП-70г. Формат 60x84<sup>1</sup>/16.  
 Объем 8,2 печ.л., 9,4 уч.-изд.л. Тир.300. Зак.202. Цена 49 коп.

Отпечатано на ротапринте БИИ. Минск, Ленинский пр., 65.