

Министерство высшего и среднего специального
образования БССР

БЕЛОРУССКИЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

Республиканские межведомственные сборники

М Е Т А Л Л У Р Г И Я

"Металловедение и термическая обработка"

Выпуск 4

Под общей редакцией доктора технических наук,
профессора Л.С. ЛЯХОВИЧА

М и н с к И 9 7 3

А н н о т а ц и я

В настоящем сборнике освещены научные разработки кафедры "Металловедение и термическая обработка металлов" и Проблемной лаборатории упрочнения стальных изделий БПИ в области исследования закономерностей формирования и изучения свойств диффузионных покрытий, обработки диффузионно-упрочненных сталей и сплавов, роли диффузионных процессов в сплавообразовании. Помещены также работы некоторых научно-исследовательских и учебных институтов, а также заводских организаций.

Приведенные материалы могут быть использованы научными сотрудниками, студентами и инженерами.

Редакционная коллегия:

В. С. Пашенко, И. И. Гурдус, Д. Н. Худокормов, О. В. Роман,
П. А. Пархутик, Л. С. Ляхович, Н. П. Жмакин, В. И. Харитонович

Ответственные за выпуск:

Л. Г. Ворошнин, Л. Н. Косачевский

ПОВЕРХНОСТНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ КАРБИДИЗАЦИИ МЕТАЛЛОВ
В СРЕДЕ УГЛЕВОДОРОДОВ

Наиболее сложным с точки зрения химизма процесса является диффузионное насыщение металла из твердофазной ванны, в частности, из углеродсодержащих веществ – сажи, графита, древесного угля – в среде водорода. При установившемся режиме поверхностные процессы, протекающие при насыщении, условно можно представить в виде нескольких разделенных в пространстве, но взаимосвязанных этапов. К ним относятся:

1. Взаимодействие водорода и углеводородных радикалов, десорбированных с поверхности металла, с углеродсодержащим веществом с образованием углеводородов.

2. Десорбция углеводородов и их диффузия к металлической поверхности.

3. Взаимодействие углеводородов с металлической поверхностью с образованием атомарного углерода, диффундирующего вглубь кристаллической решетки.

4. Десорбция газообразных продуктов взаимодействия с поверхности металла и их диффузия к поверхности углеродсодержащего вещества.

Рассмотрим более подробно каждый из указанных процессов.

1. Взаимодействие водорода и углеводородных радикалов с углеродсодержащим веществом детально рассмотрено в работе /1/. Расчеты проводились, исходя из предположения о последовательном присоединении атомов водорода, причем на каждом из этапов предполагалось образование конфигураций, обладающих максимумом стабильности с одной стороны и одновременным созданием благоприятных условий для дальнейшего протекания процесса – с другой. Наиболее вероятными местами реакции считались краевые атомы, имеющие одну или несколько свободных валентностей. Последовательность взаимодействия компонентов представлена на рис.1.

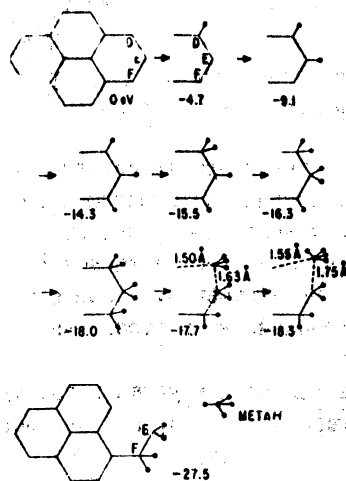


Рис.1. Схема взаимодействия водорода с графитом с образованием метана /1/.

Если в результате взаимодействия с металлической подложкой образовались и десорбировались углеводородные радикалы типа $\text{CH}_2\text{-CH}_3$, их адсорбция и дальнейшее взаимодействие с углеграфитовыми материалами аналогичны описанному.

Высказанные на основании теоретических расчетов предположения подтверждены экспериментально. Было установлено /2,3/, что при взаимодействии атомарного водорода с графитом в условиях, обеспечивающих максимальную скорость реакции, метан составляет 91% продуктов взаимодействия. Оставшиеся 9% приходятся на неидентифицированные углеводороды с более высокими индексами углеродных группировок (от C_2 до C_8). Взаимодействие графита с молекулярным водородом в аналогичных условиях протекает с меньшей скоростью, однако удаление углерода составляет примерно 10^{-9} моль/мин.

Таким образом, в рабочем пространстве образуется достаточное количество углеводородов, необходимых для интенсивного протекания процесса науглероживания.

Следует отметить, что образующиеся углеводороды, в частности метан, при температурах насыщения неустойчивы и легко разлагаются на водород и углерод /2,4/. Поэтому непрерывность насыщения мо-

жет быть обеспечена только путем постоянного отвода продуктов взаимодействия из зоны реакции. Эту функцию и выполняет поверхность насыщаемых изделий.

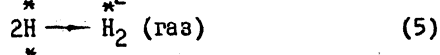
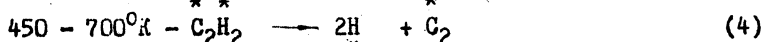
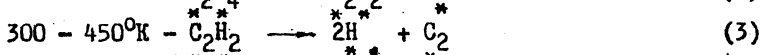
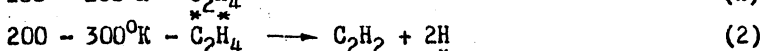
2. Десорбция углеводородов и их перенос на металлическую поверхность. Образованные в результате взаимодействия водорода с углеродом молекулы углеводородов находятся некоторое время на поверхности углеродных частиц в адсорбированном состоянии. В дальнейшем происходит отрыв этих молекул от поверхности и выход в окружающее пространство. Принципиально возможны два пути этого процесса: десорбция и вытеснение из-за недостаточной прочности связи адсорбированных молекул углеводородов с поверхностью углерода. Согласно данным /5,6/, для углеводородов теплоты адсорбции изменяются незначительно, колеблясь в пределах 3-12 ккал/моль. Эти величины значительно ниже теплоты адсорбции водорода на графите, которая на той же адсорбционной плоскости составляет до 80 ккал/моль. Поэтому наиболее вероятным способом перехода углеводородов в реакционное пространство является вытеснение их с поверхности атомами водорода. В результате вокруг частичек углерода всегда будет повышаться концентрация углеводородов; у металлической поверхности, где происходит разложение углеводородов, образуется повышенная по сравнению с равновесной концентрация водорода. Диффузионные процессы, ведущие к выравниванию этих концентраций, обеспечивают постоянный приток атомов и молекул водорода к поверхности углеродных частиц с одной стороны, и молекул углеводородов к поверхности металла - с другой. Таким образом, происходит образование и доставка углеводородных молекул к металлической поверхности.

3. Взаимодействие углеводородов с металлами. Попадая в силовое поле кристаллической решетки металла, молекулы углеводородов активно взаимодействуют с поверхностью при температурах значительно ниже температур карбидизации. Согласно данным работ /7-9/, адсорбционный слой образуется уже при температуре порядка 80°К.

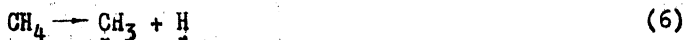
Исследованиями /10/, проведенными на большой группе металлов (Ti, V, Fe, Ni, Mo, Rh, Pd, W, Re, Ir, Pt), с применением в качестве адсорбатов этилена, этана, пропана, и n-бутана установлено, что характер взаимодействия и состав продуктов поверх-

ностных реакций зависит не столько от типа находящегося в реакционном пространстве углеводорода, сколько от природы адсорбента, его реакционной способности. Природой адсорбата определяется только температурный интервал процесса. Критерием, определяющим направление хода реакций, оказалась способность металлов к образованию карбидов. Анализ конечных продуктов взаимодействия показал, что при установившемся равновесии на металлической поверхности образуются атомарный углерод и водород в случае взаимодействия с карбидообразующими и метан и углеводороды с более высоким соотношением С/Н (при добавке водорода - только метан) в случае применения некарбидообразующих металлов /10,11/.

Механизм разложения сводится к следующему. Адсорбированные на чистых металлических поверхностях молекулы углеводородов не претерпевают существенных изменений только до температур, близких к 100°К. При более высоких температурах начинается перестройка адсорбционных комплексов, в основе которой лежит дегидрирование с выделением атомов, адсорбированных на поверхности /7/.



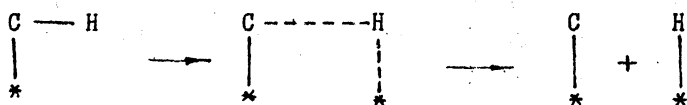
Аналогичные результаты получены и в работе /9/. В этой же работе установлены температурные интервалы взаимодействия метана и этана с вольфрамом, представляющие примерно 365°К и 200°К для реакций:



При взаимодействии с карбидообразующими элементами разложение сводится к поэтапному дегидрированию комплексов, возникающих при адсорбции. Наиболее простым случаем этого процесса является разложение ацетилена, адсорбционные комплексы которого схематически можно записать $\text{CH} = \text{CH}$. В результате взаимодействия с металлом

¹ В скобках в уравнении соответствует ковалентным связям с поверхностью

связь между группами СН в адсорбированной молекуле существенно ослабляется, и каждую из них в некотором приближении можно рассматривать как самостоятельную. Взаимодействие таких групп с поверхностью происходит путем образования переходных состояний, заключающихся в смещении электронной плотности атомов водорода от углерода к металлу. При этом усиливается связь Н-Ме и ослабляется связь С-Н. При определенной температуре, зависящей от природы данного металла, последняя разрывается полностью. На поверхности образуются практически не связанные между собой адсорбированные атомы углерода и водорода. Схематически это можно изобразить следующим образом:



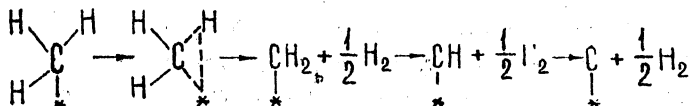
В случае недостаточной интенсивности отвода продуктов реакции на поверхности образуется слой аморфного углерода /12/, который резко снижает скорость разложения /7/. Для достижения скорости, равной скорости разложения на чистой металлической поверхности, необходимо повышение температуры на 200-250⁰. Таким образом, в пределах указанного температурного интервала происходит своеобразное автоматическое регулирование процесса. При температурах, превышающих указанные пределы, идет интенсивная агломерация углеродных отложений; на поверхности насыщаемых изделий появляются плотные, хорошо сцепленные с подложкой слои углерода, снижающие скорость насыщения изделий.

Аналогичный механизм разложения этилена на металлических поверхностях. Разница заключается лишь в том, что при адсорбции этилена образуются комплексы $\text{MeCH}_2 - \text{CH}_2\text{Me}$, взаимодействие которых с поверхностью протекает по реакции (2) с разложением на ацетилен и водород. В дальнейшем разложение образовавшегося ацетилена происходит по схеме, описанной выше.

Несколько по-иному развивается процесс при разложении молекул углеводородов, закрепленных в результате разрыва связей С-Н на одном адсорбционном центре. Типичными представителями этого класса соединений являются метан и этан.

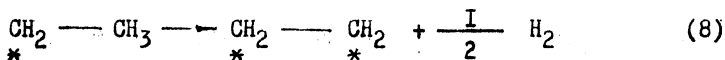
Первым этапом разложения метана является выделение водорода по реакции (6) в процессе адсорбции и образование адсорбирован-

ных метильных групп MeCH_3 . Взаимодействие таких групп с поверхностью, как и в случае ацетилена, происходит в результате образования переходных состояний путем переориентации смещения электронной плотности атомов водорода /13/. Схематически это можно представить следующим образом:



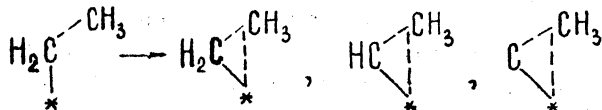
На вольфраме эта реакция имеет заметную скорость при 665°K /7/.

Сложнее процесс взаимодействия с поверхностью этана, разложение которого зависит от количества этана и водорода в реакционном объеме. Если это количество незначительно, то образовавшиеся в результате реакции (7) этильные группы MeC_2H_5 разлагаются на поверхности по реакции



с образованием характерных для этилена адсорбционных комплексов, которые далее разлагаются по схеме, описанной выше.

Если все доступные адсорбционные центры заняты, взаимодействие заключается в образовании переходных состояний типа:



В группах, непосредственно связанных с металлом, водород выделяется по одной из описанных выше схем.

Таким образом, температурные интервалы разложения углеводородов с парными связями определяются температурой разложения группы CH с непарными связями и насыщенных углеводородов - температурой разложения групп CH_3 . Так как температура разложения группы CH_3 выше, чем CH , то для уменьшения сажевыделения при карбидизации целесообразно применять насыщенные углеводороды или углеводороды с непарными связями, адсорбирующиеся с образованием групп CH_3 . В случае применения этилена, ацетилена или углеводородов, дающих эти соединения в качестве продуктов термического разложения, в реакционную смесь целесообразно добавлять водород, в присутствии которого процесс идет по второй схеме.

При применении в качестве насыщающих сред более сложных углеводородов, чем рассмотренные, процесс идет по одному из описанных механизмов с той лишь разницей, что при определенных температурах в реакционном объеме и на поверхности изделий предварительно происходит их термическое разложение на простые соединения, механизм взаимодействия с поверхностью которых уже рассмотрен.

Взаимодействие углеводородов с некарбидобразующими элементами изучалось в работе /10/. Результаты взаимодействия представлены в таблице I.

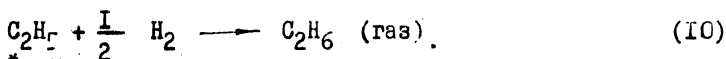
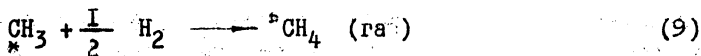
Т а б л и ц а I

Состав продуктов взаимодействия углеводородов с родием и иридием /10/

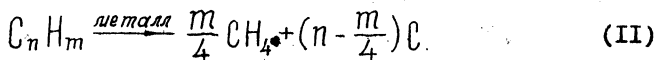
Металл	Углеводород	Температура, °C	Время, час	Состав продуктов разложения, %					
				H ₂	CH ₄	C ₂ H ₆	C ₃ H ₈	C ₄ H ₁₀	остаток
Родий	Этан	27	20	27	54	6	14	-	CH _{2,5}
		100	0,4	-	98	2	-	-	CH _{1,8}
	Бутан	27	50	55	24	2,0	2	17	CH _{1,7}
		100	0,13	-	100	-	-	-	CH _{2,1}
Этан	27	25	27	37	36	-	-	CH _{2,8}	
	100	0,5	-	100	-	-	-	CH _{2,4}	
Иридий		27	20	-	6	94	-	-	CH ₁
		100	2,5	-	93	7	-	-	CH ₂

Взаимодействие при низких температурах сопровождается выделением водорода и углеводородных радикалов типа MeCH, MeCH₂, MeCH₃,

MeC₂H₅, адсорбированных на поверхности. Однако из-за недостаточной реакционной способности подложки разложение углеводородов на этом прекращается; вместо развития процесса дегидрирования происходит взаимодействие образовавшихся комплексов с находящимся в реакционном пространстве и адсорбированном на поверхности водородом:



Скорость этих реакций и соотношение содержания продуктов взаимодействия является чувствительной функцией температуры (таблица I). При установившемся равновесии конечными продуктами реакции являются либо метан (в случае избытка в реакционном пространстве водорода), либо метан и углеродный остаток [20], получающийся в результате разложения углеводородов по реакции



Описанные механизмы реакций являются весьма упрощенными и характеризуют преимущественно общее направление процесса, являясь основными реакциями, ответственными за насыщение. В каждом конкретном случае процессы, протекающие на поверхности, значительно сложнее; в зоне взаимодействия происходит ряд побочных реакций (разложения и синтеза), в результате которых в реакционном пространстве появляются соединения, не имеющиеся в исходной насыщающей смеси [10,14].

4. Отвод продуктов разложения из зоны взаимодействия. Отвод образовавшихся в процессе реакции атомов углерода происходит за счет диффузии внутрь кристаллической решетки. Механизм этого процесса рассмотрен в ряде работ, например [15,16].

Из газообразных продуктов разложения основным является водород. Имея теплоту адсорбции порядка 7-10 ккал/моль, он десорбирует в реакционное пространство при сравнительно низких температурах.

Заметной скорости этот процесс достигает уже при температурах около 300°K [17,18]. Вышедший в реакционное пространство водород взаимодействует с сажей или другим углеродсодержащим веществом с образованием углеводородов; цикл, таким образом, замыкается.

При определенных условиях возможна десорбция с поверхности не только водорода, но и некоторых углеводородных радикалов [19,20], взаимодействие которых с углеродными материалами аналогично взаимодействию водорода.

В заключение следует отметить, что рассмотренный механизм представляет только основное направление процесса и поэтому должен рассматриваться как возможный путь, позволяющий подойти к более конкретному пониманию процессов, протекающих на первой стадии карбидизации.

Л и т е р а т у

1. A. J. Bennett, B. Mc. Carroll, R. P. Messmer, *Sur. Sci.*, 1971, 24, p.191.
2. B. J. Wood, H. Wise, *J. Phys. Chem.*, 1969, 73, p.1348.
3. K. A. Bruce, W. Henry, *J. Phys. Chem.*, 1963, 67, p.1163.
4. E. A. Gulbransen, K. F. Adrew, F. A. Brassart, *Electrochem. Soc* 1965, 112, p.49.
5. Б е з у с А. Г. , Д р е в и н г В. П. , К и с е л о в А. В. , *ЖФХ*, 1964, 38, стр.59.
6. А в г у л ь Н. Н. , К и с е л о в А. В. , АН СССР, 1957, 112, стр.673.
7. R. S. Hansen, N. C. Gardner, *J. Phys. Chem.*, 1970, 74, p.36.
8. R. R. Rye, *Sur. Sci.*, 1970, 20, p.245.
9. R. R. Rye, R. S. Hansen, *J. Chem. Phys.*, 1969, 50, p.3585.
10. R. W. Roberts, *Brit. J. Appl. Phys.*, 1963, 14, p.485.
11. G. Maire, J. R. Anderson, B. B. Johnson, *Prog. Roy. Soc. London*, 1970, A320, p.227.
12. S. Tadashi, G. Tetsuo, *Carbon*, 1971, 9, p.93.
13. M. Korman, R. Ducros, A. Cassuto, R. Zecoff, *J. Chim. phys. et phys.-chim. Biol.*, 1970, 67, p.1102.
14. J. A. Schneider, *Studii si secretari chim. Acad. RPR.*, 1960, 8, p.97.
15. П о п о в А. А. Теоретические основы химико-термической обработки стали. Свердловск, Metallurgizdat, 1962.
16. К р и с т а л М. А. Диффузионные процессы в железных сплавах. М., Metallurgizdat, 1963.
17. J. Bisinger, *J. Chem. Phys.*, 1968, 29, p.1154.
18. G. E. Moore, F. C. Unterwald, *J. Chem. Phys.*, 1964, 40, p.2626.

19. P. H. Dawson, J. B. Robertson, Trans. Faraday Soc.,
1964, 60, p.1522.

20. P. H. Dawson, J. B. Robertson, Trans. Faraday Soc.,
1964, 60, p.157.

ПОКРЫТИЯ ИЗ КАРБИДА НИОБИЯ НА СТАЛЯХ И
МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ

В последнее время значительный интерес вызывает осаждение износостойких карбидных покрытий из газовой фазы. Осаждение покрытий из карбида титана позволяет повысить в 2-10 раз стойкость инструментов из легированных сталей, предназначенных для холодной и горячей деформации металлов [1-2], повысить в 2-3 раза стойкость неперетачиваемых многогранных режущих пластин из металлокерамических твердых сплавов или увеличить скорость резания такими пластинами на 20-25% [3].

В настоящей работе исследован процесс осаждения покрытий из карбида ниобия на стали и металлокерамические сплавы. Покрытия из карбида ниобия формировались из газовой среды, в которой в качестве ниобий содержащего соединения использовался пентахлорид ниобия, а углеродсодержащего газа - пропан или метан.

Эксперименты проводились на установках с косвенным нагревом образцов. Процессы осуществлялись двумя способами: при атмосферном давлении в потоке аргона и при низком давлении (2-20мм рт.ст.) газовой среды.

Кинетику процесса осаждения изучали на образцах размером 10x15x3 мм из сталей У7 и У12 и хромистых сталей.

Установлены условия образования карбида ниобия, при которых скорость образования покрытия лимитируется: а) доставкой компонентов (пентахлорида ниобия, углеводорода) к реакционной поверхности; б) поверхностными процессами. Последующие эксперименты проводились в условиях, когда доставка ниобия и углеводорода не являлись лимитирующим фактором формирования покрытия. Например, скорость роста карбидного слоя с увеличением расхода метана и соотношения $\text{СН}_4/\text{NbCl}_5$ вначале увеличивается и при расходе более 0,75 л/час в условиях низкого давления среды остается неизменной. Скорость роста покрытия при расходе метана более 0,75 л/час не зависит от концентрации хлорида. Следовательно, скорость роста слоя при этих условиях определяется скоростью процессов, связанных с образованием карбида.

Исследовалась возможность применения двух углеродов: пропана и метана. Установлено, что вначале с увеличением расхода углеводорода наблюдается увеличение скорости роста покрытия, которая выше в случае применения пропана. Однако при увеличении расхода пропана выше 0,5 л/час наблюдалось выделение свободного углерода в виде сажи. Поэтому в последующих экспериментах в качестве углеводородсодержащего газа был выбран метан. Его применение дает возможность по сравнению с пропаном в более широком диапазоне варьировать концентрацию углеводорода в газовой фазе без заметного сажевыделения ($\text{C}_2\text{H}_6 = 0,2-2,0$ л/час, $\text{C}_2\text{H}_6/\text{N}_2\text{O} = 0,5+2,5$).

При атмосферном давлении из среды пентахлорида, пропана или метана были получены плотные, хорошо сцепленные с основой покрытия из карбида ниобия. Однако скорость осаждения покрытия в этих условиях меньшая, чем при низком давлении. Например, при температуре осаждения 1000°C , соотношении $\text{C}_2\text{H}_6/\text{N}_2\text{O} = 1,0$, выдержке 1 час, скорость осаждения карбида на стали У7 при $P=760$ мм рт.ст. составляет $3,7 \cdot 10^{-3}$ г/см²·час, а при 15 мм рт.ст. — $7,2 \cdot 10^{-3}$ г/см²·час, что соответственно равно 5 мк/час и 9 мкм/час.

Исследование роли углерода подложки показало, что чем больше содержание углерода в стали, тем выше в начальный период процесса скорость образования слоя [4-5]. Причем, скорость роста карбидного покрытия в начальный промежуток времени выше, чем при дальнейшей выдержке. Повышение содержания углерода в стали (рис.1) приводит в начальный период процесса к увеличению скорости роста карбидного покрытия вследствие того, что в этот период карбидный слой образуется также за счет взаимодействия ниобия с углеродом подложки.

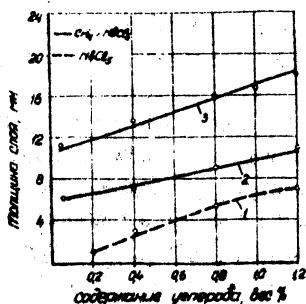


Рис.1. Зависимость толщины слоя карбида ниобия от содержания углерода в стали:
1- 1000°C , 1 час; 2- 1000°C , 1 час; 3- 1100°C , 1 час

Результаты исследования по образованию карбидного покрытия из среды $\text{C}_2\text{H}_4 + \text{NbCl}_5$ при низком давлении на хромистых сталях с содержанием углерода 0,4, 0,6 и 0,8% и хрома 3, 6 и 9% показали, что при увеличении содержания хрома до 9% скорость образования покрытия в начальный период осаждения уменьшается (рис.2). Это связано с тем, что хром понижает термодинамическую активность углерода в аустените, что затрудняет диффузию углерода из подложки к поверхностному слою.

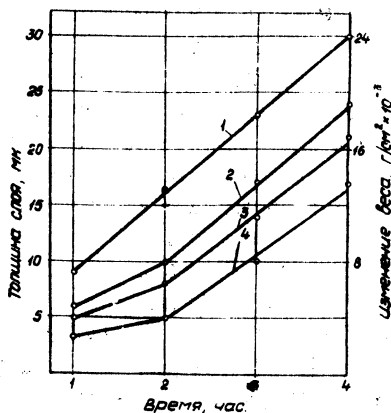


Рис.2. Зависимость толщины слоя и изменения веса от времени осаждения на хромистых сталях 0,8%С (1000°C, $\text{C}_2\text{H}_4/\text{NbCl}_5=1,2$)
 1—0% Cr ; 2—3% Cr ; 3—6% Cr ; 4—9% Cr

Микротвердость карбида ниобия, так же как и карбида титана, зависит от соотношения углерода и металла в области его гомогенности.

В случае образования покрытия при низком давлении газовой среды установлена возможность получения покрытия заданного состава путем подбора параметров проведения процесса. Для нанесения покрытия по составу, отвечающего нижнему пределу области гомогенности карбида ниобия ($\text{NbC}_{0,78}$), процесс проводится при наименьшем давлении 2–8 мм рт.ст., наименьшем соотношении концентрации метана и концентрации пентахлорида ниобия и наименьшей скорости потока смеси; для получения покрытия, состоящего из

$NbC_{0,98}$ - при наибольших значениях указанных параметров. При нанесении покрытий при температуре $1000^{\circ}C$, давлении 8 мм рт.ст., соотношении $CN_4/NbCl_5 = 0,5$, расходе хлорида ниобия 10 г/час и метана 0,4 л/час и общей скорости потока 1,3 м/час образуется карбидный слой со скоростью 6-8 мк/час. Микротвердость покрытия при этом составляла 2900 кг/мм^2 (нагрузка 50 г), период решетки - $4,446 \text{ \AA}$, что, по данным [6], соответствует карбиду состава $NbC_{0,78}$. На рис.3 приведены данные изменения периода решетки и микротвердости карбида от состава газовой фазы.

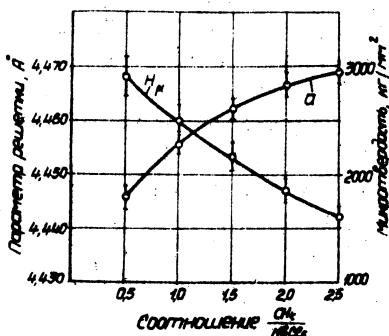


Рис.3. Зависимость периода решетки и микротвердости от соотношения $CN_4/NbCl_5$ ($1000^{\circ}C$, выдержка 2 час)

Покрытия из карбида ниобия, полученные при $1000^{\circ}C$ как при атмосферном, так и низком давлениях, обладают высокой плотностью, имеют мелкозернистую структуру (размер зерна 1-2 мк) (при толщине слоя более 4 мк) и хорошим сцеплением с основой.

Образцы размером $10 \times 20 \times 3$ мм из стали У7 с покрытием из карбида ниобия толщиной 15-20 мк подвергались закалке с температуры $770-780^{\circ}C$ из соляной ванны в воде. Отслаивания покрытия не наблюдалось.

Локальным микрорентгеноспектральным анализом установлена диффузионная зона взаимодействия покрытия и основы. При осаждении покрытия из среды, содержащей пентахлорид ниобия и метан, концентрация углерода по толщине покрытия была практически постоянной, что согласуется с данными по измерению микротвердости

и микротермо-а.д.с. При толщине карбидного слоя 40 мк, полученного при 1000°C и выдержке 4 час, железо диффундирует в карбидный слой из стали У7 на глубину 6-8 мк, а ниобий в основу, - на 5-6 мк. При использовании хромистых сталей наблюдается проникновение хрома в покрытие на глубину 4-5 мк.

Образцы из стали У7 с покрытием из карбида ниобия с микротвердостью 2800-3000 кг/мм² подвергались испытаниям на абразивное изнашивание в лаборатории кафедры "Металловедение и термическая обработка металлов" Белорусского политехнического института. Испытания проводились по непрерывно движущейся абразивной ленте (зернистость бумаги 180 мк) при следующих условиях: путь трения - 20 м, скорость движения ленты - 30 м/мин, нагрузка - 10 кг/см². Оценка износостойкости производилась по тангенсу угла наклона. Установлено, что износостойкость покрытия из карбида ниобия в 2 раза выше износостойкости борированной стали 45.

Проводились также испытания режущего инструмента из металло-керамического твердого сплава с карбидным покрытием. Карбид ниобия осаждали на режущий инструмент из сплава ВК8 двух видов: резцовые пластинки и неперегачиваемые многогранные пластинки. Режим осаждения: температура 1000°C, выдержка 1 час, давление 8 мм рт.ст., соотношение $CN_4/N_2CO_2 = 0,5$. Толщина слоя составляла 5-8 мк, микротвердость покрытия - 2800-3000 кг/мм², микротвердость режущего инструмента из сплава ВК8 без покрытия - 1100-1400 кг/мм².

Стойкость резцовых пластинок, определяемая по методу радиоактивных изотопов ¹, оценивалась по количеству продуктов износа инструмента (мг), приходящегося на единицу веса обрабатываемого материала (г), снятого в стружку.

Стойкость неперегачиваемых пятигранных пластинок исследовалась микрометрическим методом и оценивалась по времени работы до заданной величины линейного износа. Как видно из таблицы I, наибольшую стойкость при обработке серого чугуна инструмент с карбидным покрытием имеет при скоростях резания 100 и 150 м/мин, которая соответственно в 3,6 и 3,0 раза выше стойкости инструмента без покрытия. С увеличением скорости резания эффект от покрытия снижается. Было установлено, что и после образования на режущем инструменте лунки глубиной больше толщины слоя покрытия

Таблица I

Режим и результаты испытаний режущего инструмента из сплава ВК8 с покрытием из карбида ниобия

Вид инструмента	Обрабатываемый материал	Метод испытания	Режим резания				Стойкость, мин		Удельный весовой износ, мг/г·10 ⁵		Повышение стойкости
			Скорость резания, м/мин	Глубина резания, мм	Скорость подачи, мм/об	Заданная величина линейного износа, мм	сплав ВК8	сплав ВК8 с карбидным покрытием	сплав ВК8	сплав ВК с карбидным покрытием	
Резцовые пластинки (форма 0201)	Серый чугун НВ=180	Общий износ по методу радиоакт. изотопов	100	2,0	0,2	-	-	-	18	5	3,6 раза
			150	"	"	-	-	-	116	39	3,0 "
			200	"	"	-	-	-	257	198	1,3 "
Неперетачиваемые литьевые гранные пластинки (форма 2004-0051)	Титановый сплав ВТ8 НВ=315-330	Линейный износ по задней поверхности грани	60	0,5	0,11	0,6	34	68	-	-	2,0 раза
			80	"	"	1,0	14	23	-	-	1,6 "
			12 ^x	2,0	0,52	1,0	28	60	-	-	2,1 "
			30	1,0	0,3	0,55	10	35	-	-	3,5 "
			40	"	"	1,0	20	40	-	-	2,0 "
			60	"	"	1,0	8	15	-	-	1,8 "

^x Точение по окисленной поверхности.

износ инструмента существенно не ускоряется.

Исследование стойкости по линейному износу питигранных непереатачиваемых пластинок² (таблица I) показало, что стойкость режущего инструмента из сплава ВК8 в результате осаждения карбидного покрытия при обработке титанового сплава ВТ8 повышается при скорости резания 60 м/мин в 2 раза и 80 м/мин - в 1,6 раза; при обработке стали ШХ15 стойкость пластин увеличилась при скорости резания 30 м/мин в 3,5 раза, при 60 м/мин - в 1,8 раза.

Таким образом, покрытие из карбида ниобия существенно повышает твердость и износостойкость стали и стойкость режущего инструмента из металлокерамического твердого сплава.

Л и т е р а т у р а

1. Wiegand H., Ruppert W. *Metalloberfläche*, 14, 1960, N. 7, N. 8.
2. Mey R., *Die Technik*, 1969, N 7.
3. Folding B., *Inst. Cutt. Tool Candoiken*, 1969, N 5.
4. Минкевич А. Н., Серебренникова В. С., Кузнецов Г. Д. *Изв., ВУЗов - "Черная металлургия"*, 1971, № II.
5. Минкевич А. Н., Серебренникова В. С., Кузнецов Г. В., *МИТОМ*, 1971, № 12.
6. Ramqvist L., *Jernkont. Ann.*, 153 (1969).

¹ Испытания проводились во Всесоюзном научно-исследовательском инструментальном институте под руководством инж. В. П. Роговцева.

² Испытания проводились на кафедре резания Куиншевского политехнического института А. Н. Белсвым.

СОЗДАНИЕ ДИФФУЗИОННЫХ БАРЬЕРОВ В ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЯХ НИКЕЛЬХРОМОВОГО СПЛАВА

Современная техника требует применения материалов, пригодных к длительной эксплуатации при высоких температурах. Нагревательные элементы печей сопротивления, радиационные трубы, ряд деталей газотурбинных двигателей работают в условиях постоянного воздействия горячих продуктов сгорания топлива.

В связи с повышением рабочих температур и увеличением продолжительности эксплуатации жаростойкость становится одним из важнейших свойств, определяющих ресурс работы узлов и агрегатов.

В настоящее время наиболее широкое применение для изготовления изделий, работающих при температурах до 1200°C , нашли никельхромовые сплавы.

Однако в процессе эксплуатации никельхромовых сплавов происходит обеднение поверхностных слоев легирующими элементами — хромом, титаном и алюминием. В результате поверхностные слои изделий разупрочняются, что вызывает преждевременное разрушение.

Для защиты деталей из никельхромовых сплавов от высокотемпературной газовой коррозии в промышленности широко применяется алитирование. Высокое сопротивление алитированных покрытий газовой коррозии и эрозии, хорошее сцепление с поверхностью, высокая стойкость против тепловых ударов позволяет увеличить ресурс работы изделий.

Во время эксплуатации алитированного никельхромового сплава происходит образование плотной окисной пленки, состоящей из окиси алюминия Al_2O_3 и шпинели NiAl_2O_4 , которая обладает хорошими защитными свойствами. Однако наряду с образованием плотной окисной пленки в процессе работы происходит диффузионное перераспределение алюминия из слоя в подложку, в результате чего концентрация алюминия в покрытии снижается, а следовательно, ухудшаются его жаростойкие свойства. Процесс рассасывания защитного алитированного покрытия протекает особенно интенсивно при температурах выше 1000°C . При температурах, превышающих 1000°C , раство-

римость алюминия в никелевом сплаве увеличивается и наблюдается исчезновение упрочняющей δ' -фазы.

Термодинамическое равновесие фазы на основе Ni_3Al , имеющейся в слое, и сплава нарушается, и слой начинает интенсивно рассасываться.

С целью увеличения высокотемпературной стабильности защитных покрытий в настоящее время проводятся интенсивные исследования в области создания диффузионных барьеров, тормозящих процесс миграции насыщающего элемента в подложку [1,2,3]. Среди элементов, эффективно замедляющих диффузию алюминия и никеля, особое место занимают тугоплавкие металлы - тантал и ниобий [3,4].

При создании диффузионного барьера необходимо наряду с "запирающими" свойствами промежуточного слоя обеспечить хорошее сцепление защитного слоя с подложкой, т.е. гарантировать стойкость защитного покрытия против тепловых ударов. С этой точки зрения содержание легирующего элемента в диффузионном барьерном слое должно быть ограничено.

В связи с тем, что в настоящее время в литературе практически отсутствуют данные по насыщению жаропрочных никельхромовых сплавов танталом, нами была исследована кинетика тантализации никельхромового сплава ЖС6К. Процесс тантализации проводился в порошках, в качестве активатора применялся хлористый аммоний. Для тантализации использовали смесь порошков при следующем соотношении компонентов: 20% Ta; 0,4% NH_4Cl ; 4% Ni; 4% Cr; Al_2O_3 - остальное.

Никель и хром, являясь менее электроотрицательными элементами по отношению к танталу, были введены в смесь для ограничения концентрации тантала в поверхностном слое и улучшения его диффузионной активности [4].

Тантализацию образцов из сплава ЖС6К проводили при температурах 900, 1000, 1100°C в течение 1; 3 и 6 часов. Качество диффузионного слоя оценивалось по состоянию поверхности, глубине слоя и микроструктуре.

Глубина диффузионной зоны является одной из наиболее важных характеристик слоя. Тантализация сплава ЖС6К приводит к формированию диффузионных слоев, которые после травления в реактиве, состоящем из 75 мл HCl , 75 мл этилового спирта и 15 г $CuSO_4$, выяв-

ляются в виде нетравящейся полосы, ограниченной от сердцевин. Локальный спектральный анализ подтвердил наличие тантала в белой нетравящейся полосе (рис.1).

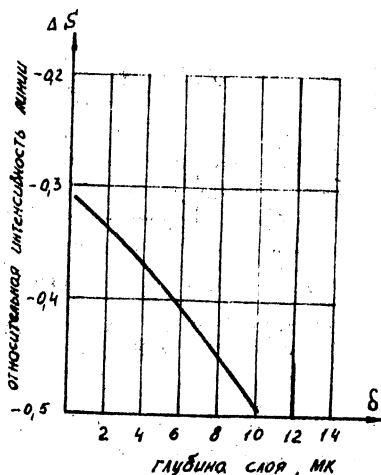


Рис.1. Зависимость относительной интенсивности линии от глубины диффузионного слоя после тантализации по режиму 1000°C, 3 часа

Зависимость глубины диффузионного слоя от времени подчиняется параболическому закону, а от температуры - экспоненциальному (рис.2). Повышение температуры изотермической выдержки вызывает соответствующее увеличение глубины слоя при часовом процессе от 0,1 мк при 900°C до 3 и 20 мк при 1000°C и 1100°C соответственно. При 3-часовой выдержке глубина диффузионного слоя увеличивается от 1 мк при 900°C до 10 мк при 1000°C и до 36 мк при 1100°C, а при 6-часовом процессе - от 2 мк при 900°C до 20 мк при 1000°C и до 50 мк при 1100°C.

Диффузионная зона, обогащенная танталом, представляет собой двухфазную область, состоящую из твердого раствора и интерметаллидов системы никель-тантал. С повышением температуры и увеличением продолжительности тантализации количество интерметаллидов увели-

чивается.

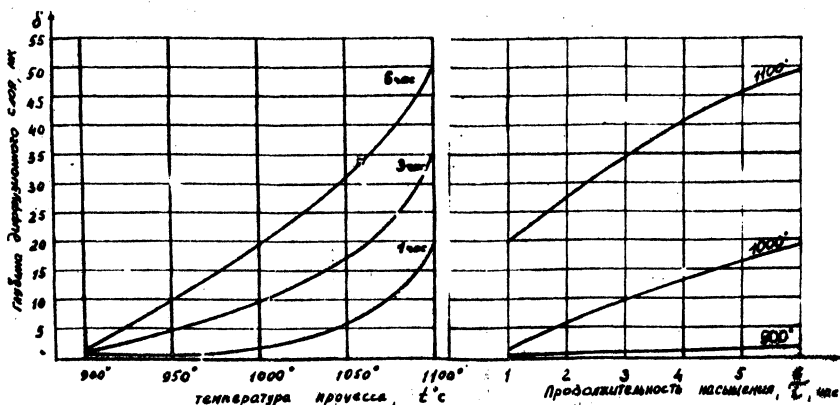


Рис.2. Влияние температуры и продолжительности процесса насыщения на глубину диффузионного слоя

Измерение микротвердости по глубине диффузионного слоя показало, что микротвердость зон, обогащенных танталом, не имеет существенного отличия от микротвердости сердцевины.

Образцы из сплава ЖС6К, предварительно подвергнутые тантализации по различным режимам, алитировали в смеси, содержащей 98% ферроалюминия (50% Fe, 50% Al) и 2% NH_4Cl , при 950 $^{\circ}\text{C}$ в течение 6 часов с последующим диффузионным отжигом на воздухе в течение 2 часов. При этом глубина алитированного слоя составляла 30–40 мк. Внешний вид и структура поверхностных зон, содержащих тантал, аналогичны диффузионным покрытиям на сплавах, не прошедших предварительную тантализацию.

Для сравнительной оценки работоспособности алитированных защитных покрытий с танталовыми барьерами были проведены испытания на рассасывание защитных слоев при термоциклическом воздействии на установке, предназначенной для исследования работоспособности защитных покрытий сопловых и рабочих лопаток автомобильного газотурбинного двигателя.

В модельной установке в качестве основного рабочего процесса принята схема "горячий образец - холодный газ". Исследуемый обра-

зец подвергался контактному электронагреву и действию скоростного газоздушного потока. Применяемая тиристорная схема позволяла задавать и поддерживать практически любой термоцикл, имитирующий разнообразные условия работы наземного газотурбинного двигателя.

Работоспособность диффузионных барьеров оценивалась по увеличению глубины защитного алитированного слоя в процессе термоциклической обработки, т.е. по величине рассасывания слоя.

Испытания проводили по следующей схеме: нагрев от 200 до 1050°C за 8 сек; выдержка при 1050°C - 30 сек; охлаждение до 200°C - 40 сек; количество циклов - 200.

Проведенные испытания показали, что эффективность действия диффузионных барьеров возрастает с увеличением глубины зоны, обогащенной танталом.

Максимальный эффект торможения процесса рассасывания защитного алитированного покрытия на сплаве ЖС6М получен при наличии диффузионного танталового подслоя глубиной 50 мк (табл. I).

Т а б л и ц а I

Скорость рассасывания покрытий

Вид покрытия	Глубина слоя до испытания, мк	Глубина слоя после испытания, мк	Увеличение слоя, %
Алитирование	35	70	100
Тантализация при 1100°C в течение 6 час+алитирование	40	50	25

Глубина рассасывания алитированного слоя с диффузионным танталовым подслоем уменьшается в 4 раза по сравнению с алитированным слоем, нанесенным без предварительной тантализации.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод о значительном замедлении диффузионных процессов на границе покрытие - подложка с помощью диффузионных барьеров из тантала.

Л и т е р а т у р а

1. П а с с м о р Э. М. и др. Тугоплавкие металлы в новой технике. М., "Мир", 1969.
2. П о х м у р с к и й В. И., П и х В. С. "Физико-химическая механика материалов", 1971, № 5.
3. Б а б у ш к и н В. Н. и др. "Защита металлов", 1971, № 6, том УП.
4. Calmich P., Hivert, "Corrosion", 1969, 17, № 4, 185-191, 173.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ЖИДКОСТНОГО БЕЗЭЛЕКТРОЛИЗНОГО МЕТОДА ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Жидкостные безэлектролизные процессы химико-термической обработки, как было показано нами ранее /1/, а также работами других авторов /2,3/, протекают электрохимическим путем. В данной работе на основе обобщения накопившегося экспериментального материала по насыщению в жидких средах изложены основные теоретические принципы жидкостного безэлектролизного метода насыщения, осуществляемого в солевых расплавах с дозавками порошкообразных веществ.

Изучение электрохимических свойств расплавов солей показывает их принадлежность к классу электролитов, составляющие которых находятся в виде ионов. Известно, что жидкость вблизи температуры кристаллизации по своей структуре и свойствам ближе к твердому телу, чем к газу /4/. Это позволяет сделать вывод об упорядоченном расположении ее частиц в зависимости от тех же сил связи, что и в твердом теле. Распространение теории совершенных ионных растворов /5/ на расплавленные соли не дает возможность описать поведение реальных расплавов, поскольку эта теория не учитывает ни электростатических особенностей каждого иона, ни наличия в расплаве ковалентной связи. Эта связь позволяет подразделить атомные катионы расплава на две группы. К первой группе относятся катионы натрия, магния, кальция, марганца, железа и др. - (K_1^{n+}) , связь которых с анионами кислорода, хлора и фтора носит преимущественно ионный характер. Ко второй принадлежит катион кремния, фосфора, алюминия, бора и т.п. - (K_2^{m+}) , имеющих большую величину энергии ковалентной связи с анионами кислорода, хлора и фтора. Катионы этой группы относят к виду сеткообразующих. Ковалентная связь проявляется в образовании сложных анионов типа $(K_{(2)X}O_y)^{z-}$, устойчивость которых зависит от окружающих их катионов Na^+ , Ca^{2+} , Fe^{2+} и т.п. /4/.

Более точное представление о поведении смеси расплавленных солей дает понятие о микронеоднородности, примененное О.А.Есиным при рассмотрении свойств силикатных расплавов /6/, которое

учитывает особенности каждого иона. Согласно этому представлению расплав представляет собой микронеоднородный электролит, состоящий из простых катионов первой группы и анионов (кислорода, хлора, фтора и др.), а также сложных комплексных анионов $(K_{(2)X}O_y)^{-}$, устойчивость которых зависит от природы K_I^{n+} . При этом катионы K_I^{n+} , анионы O^{2-} , Cl^- , F^- и $(K_{(2)X}O_y)^{-}$ образуют группировки, встречающиеся, как правило, чаще, чем по закону случая. Следовательно, электропроводность в расплавленных солях обеспечивается, главным образом, подвижностью катионов K_I^{n+} .

Электролитическая природа расплавов солей позволяет рассматривать их взаимодействие с твердыми веществами при безэлектролитном насыщении как электрохимическое.

При погружении в расплав двух электрохимически неоднородных веществ (B_1 и B_2) между электролитом и каждым из веществ устанавливается свой равновесный потенциал, величина которого зависит от температуры, природы веществ и электролита. Чем больше работа выхода ионов взятого вещества в расплав, тем больший отрицательный потенциал оно принимает, и наоборот. При этом осуществляется перенос и восстановление ионов более электроотрицательного вещества (например, B_1) на поверхности менее электроотрицательного (B_2) /3/ и образование диффузионного слоя, если это возможно по диаграмме состояния взятых компонентов. Наличие контакта между B_1 и B_2 изменит установившуюся скорость переноса массы. Вследствие различного количества остаточных электронов в B_1 и B_2 они перетекают от более электроотрицательного к менее электроотрицательному веществу, что нарушает равновесие между веществами и расплавом. Уменьшение числа остаточных электронов на поверхности B_1 сдвинет равновесный электродный потенциал этого вещества в положительную сторону и вызовет дополнительный выход B_1^{n+} в расплав. Избыточная концентрация электронов на поверхности B_2 также сместит его равновесный электродный потенциал (только в отрицательную сторону), тормозя выход ионов B_2^{n+} в расплав и обеспечивая восстановление ионов расплава и B_1 на поверхности B_2 .

Таким образом, при контакте двух электрохимически неоднородных веществ в электролите функционирует гальванический элемент типа:

V_1
(анод)

Электролит
(расплав)

V_2
(катод)

Более электроотрицательное вещество, на поверхности которого протекает анодный процесс, названо анодным активизатором. Следует отметить, что интенсивность окислительно-восстановительного процесса при наличии контакта между веществами значительно превосходит интенсивность этого процесса без контакта и зависит, главным образом, от разности значений равновесных электродных потенциалов веществ.

Для сопоставления окислительно-восстановительной активности веществ в электролите нами применен ряд напряжений, в котором каждый предшествующий член ряда (слева направо) заряжается положительно при контакте с любым последующим:

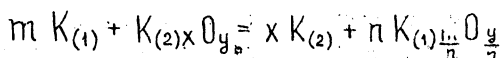
(+) $V_1, V_2, V_3 \dots V_n$ (-)

В ряду откладываются значения равновесных потенциалов различных веществ, измеренные относительно выбранного электрода сравнения в конкретных условиях (электролит, температура, давление).

Степень смещения электродных потенциалов веществ, составляющих гальванический элемент, оценивается путем построения поляризационных диаграмм, связывающих потенциал с плотностью тока, протекающего через границу раздела вещество-расплав.

Характерным для процессов насыщения из жидких сред является применение порошкообразных веществ в качестве анодных активизаторов. Площадь поверхности этих веществ значительно превышает площадь обрабатываемой поверхности, что обуславливает протекание анодного процесса с минимальным перенапряжением. Поэтому смещением электродного потенциала анодного активизатора в процессе работы гальванических пар практически можно пренебречь. Следовательно, интенсивность жидкостных безэлектролизных процессов насыщения определяется, главным образом, скоростью протекания катодной реакции, обеспечивающей образование атомов насыщающего элемента. В процессе насыщения на катоде преимущественно восстанавливаются катионы первой группы (K_1^{n+}), а на аноде - сложные комплексные анионы ($K_{(2)x}O_y$)^{z-} с образованием окисла и выделением атомарного кисло-

рода, который адсорбируется анодным веществом, образуя с его составляющими окислы. Не исключается также возможность непосредственного восстановления этих окислов на катоде. Восстановленные атомы (K_I) химическим путем восстанавливают атомы насыщающего элемента или атомы анодного вещества из их окислов:



Интенсивность протекания катодного процесса зависит от соотношения площадей анодного активизатора и обрабатываемой поверхности. Уменьшение размера частиц порошкового вещества (увеличение площади его поверхности) обуславливает протекание катодного процесса с минимальным перенапряжением.

Однако уменьшение размера порошковых частиц должно иметь определенный предел, поскольку увеличение площади контакта анодного активизатора с расплавом обуславливает и наиболее быстрое их растворение. А в случае если порошковое вещество не содержит насыщающего элемента, то возможно даже изменение вида насыщения.

Интенсификация катодного процесса может быть достигнута за счет увеличения концентрации порошкового вещества, что в свою очередь также увеличивает площадь поверхности анода. Следует заметить, что при этом уменьшается расстояние между частичками анодного вещества в расплаве и создаются условия для более компактного их распределения в объеме электролита.

Следовательно, интенсивность протекания катодной реакции зависит:

- а) от разницы значений равновесных электродных потенциалов насыщаемого элемента и порошкового вещества;
- б) от характера поляризационных кривых анода и катода;
- в) от величины частиц анодного вещества и концентрации его в расплаве.

Варьируя вышеуказанные факторы, можно регулировать количество насыщающих атомов на поверхности катода, тем самым задавая необходимый фазовый состав или поверхностную концентрацию насыщающего элемента в диффузионном поле.

Для нормального протекания электродных реакций порошковые вещества - анодные активизаторы должны отвечать следующим требо-

ваниям:

- 1) обладать большей электроотрицательностью по отношению к насыщаемым материалам и образующимся диффузионным покрытиям;
- 2) обладать малой степенью поляризуемости в данном электролите при конкретной температуре насыщения;
- 3) иметь температуру плавления, превышающую рабочую температуру процесса насыщения;
- 4) удельный вес их должен быть близок к удельному весу электролита, что создает условия для равномерного распределения анодного активизатора по всему объему ванны. В обратном случае равномерное распределение может быть достигнуто путем варьирования температуры процесса и состава электролита;
- 5) обладать полной или частичной электронной проводимостью.

Однако даже выполнение этих требований во многих случаях не обеспечивает высокую интенсивность протекания процессов насыщения. Поэтому интенсификация жидкостных процессов в некоторой степени может быть решена, по меньшей мере, двумя путями. Во-первых, за счет использования анодных активизаторов, содержащих насыщающий элемент. Это обеспечивает образование в расплаве ионов низкой валентности, которые либо непосредственно восстанавливаются на катоде при малом перенапряжении, либо требуют для своего восстановления меньшего количества восстановившихся ранее катионов $K(I)^{n+}$. Во-вторых, жидкостные процессы можно интенсифицировать путем синтеза анодных активизаторов. Синтезировать их с образованием механической смеси или спеканием конгломерата нецелесообразно, так как заметного увеличения интенсивности насыщения не происходит вследствие усреднения электродных потенциалов составляющих веществ.

По нашему мнению, синтез анодных активизаторов необходимо проводить выплавкой "активных" лигатур, которые содержат в своем составе Mg, Al, B, Mn, Si, Ti, Ca, имеющих высокую свободную энергию образования окислов, и металлы с низкой температурой плавления окислов. Состав выплавляемых лигатур должен соответствовать стехиометрическому соотношению элементов химического соединения согласно диаграмме состояния выбранной системы. Это позволяет получить новые анодные активизаторы с соответствующими электрохимическими свойствами. Как правило, такие соединения легко измельчаются, что облегчает получение частичек необходимого

размера.

В заключение следует отметить открывающиеся возможности по повышению эксплуатационных характеристик формирующихся диффузионных покрытий путем их микролегирования, которое осуществляется электрохимическим восстановлением насыщающего элемента и металла анодного вещества из их оксидов. Таким же путем могут быть получены и различные комплексные диффузионные покрытия.

Л и т е р а т у р а

1. Ляхович Л. С., Косачевский Л. Н., Долманов Ф. В., Крукович М. Г. МИТОМ, № 2, 1972.
2. Илющенко Н. Г., Анфиногенов А. И., Корнилов Н. Д. В сб. "Труды 3-го Всесоюзного съезда по физической химии и электрохимии расплавленных солей и шлаков". Свердловск, 1966.
3. Илющенко Н. Г., Анфиногенов А. И., Беляева Г. И., Плотникова А. Ф., Корнилов Н. И. В сб. "Жаростойкие и теплостойкие покрытия", "Наука", 1969, 105-120.
4. Есин О. А., Гельд П. В. Физическая химия пирометаллургических процессов. "Металлургия", 1966.
5. Темкин М. И. ЖФХ, 105, 1946.
6. Есин О. А. "Изв. АН СССР", ОХН, 6, 561, 1948.

ОДНОВРЕМЕННАЯ МНОГОКОМПОНЕНТНАЯ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

В настоящее время уже имеются некоторые возможности прогнозирования свойств диффузионных слоев при однокомпонентном насыщении в случае, если имеется достоверная диаграмма состояния системы насыщаемый металл - диффузانت. Влияние химических (состояния и состава активной среды) и кинетических (температурно-временных) условий насыщения на структуру слоя остается очень значительным, однако обычно есть возможность отыскать такие "идеальные" условия, при которых структура слоя действительно, как того требует теория диффузии, представит собой разрез соответствующей диаграммы состояния по однофазным областям.

Для двухкомпонентного, тем более многокомпонентного насыщения такое прогнозирование возможно пока лишь при соблюдении следующих граничных условий:

1. Использование простейшего метода насыщения - из порошкообразных сред, состоящих из чистых диффузантов.

2. Учет особенностей взаимодействия компонентов во всех двойных системах, создаваемых при насыщении, т.е. взаимодействия между насыщаемыми элементами в смеси и между каждым из этих элементов и насыщаемым металлом.

3. Учет различия в скоростях диффузии компонентов - диффузантов, а также возможности диффузии некоторых из них против градиента концентрации (восходящей диффузии), т.е. учет того, что насыщаемый металл обычно не является чистым, а уже представляет собой многокомпонентную систему.

Принимая во внимание все сказанное, можно предложить следующую общую методику выяснения основных закономерностей многокомпонентного насыщения.

Во-первых, во всех случаях, когда это возможно, необходимо применять параллельное, а не последовательное насыщение, так как резкое увеличение длительности процесса может быть оправдано лишь при невозможности получить необходимую структуру параллельным методом.

Во-вторых, общим методом должно являться исследование дейст-

вия насыщающих сред во всем интервале их составов — от одного чистого диффузанта до другого. Во многих имеющихся в литературе работах это требование не выполнено, хотя такая методика исследования может не привести к оптимальным результатам.

В-третьих, обязательным является изучение влияния мощности диффузионного источника на результаты процесса, например, путем применения инертной добавки к насыщающей смеси. При невыполнении этого условия уменьшение или увеличение глубины слоев при изменении соотношения диффузантов может быть неправильно объяснено взаимодействием компонентов в смеси.

Наконец, поскольку такое взаимодействие не может быть исключено полностью, — по крайней мере, в порошкообразных средах, — необходимо тщательное исследование не только получаемых диффузионных слоев, но и активных смесей после насыщения.

Нами в качестве насыщающих сред применялись технически чистые порошкообразные элементы: кремний, алюминий, титан, бор, молибден, вольфрам, инертная добавка — Al_2O_3 в порошке, а также активатор — хлористый аммоний (2% от веса смесей).

Насыщение производилось во всех случаях при температуре $1000^{\circ}C$ в течение 6 часов в стальных тиглях с плавкими затворами из борного ангидрида.

Для первичного выяснения основных закономерностей двухкомпонентного насыщения из порошкообразных сред мы классифицировали системы из двух диффузантов и железа следующим образом:

I. Система, в которой соединения диффузантов более прочны, чем соединения каждого из них с насыщаемым металлом. Такие системы весьма распространены, когда роль последнего выполняет железо, так как оно значительно менее, чем переходные металлы с большим дефектом d — оболочки, склонно к образованию стойких металлоподобных соединений. По-видимому, если в насыщающей среде присутствуют активные атомы неметалла и переходного металла с большим d — дефектом, образование металлоподобного соединения значительно вероятнее не в диффузионном слое, а во всем объеме насыщающей смеси. Это положение было подробно рассмотрено Г.В. Земсковым (1), а также в работах {2-4}. Например, при совместном насыщении стали компонентами системы Cr — C в определенном концентрационном интервале было обнаружено резкое уменьшение глубины диффузионных слоев при наличии в смеси частиц карбидов хрома.

При насыщении сталей хромом, молибденом или вольфрамом совместно с бором определенные составы смесей не создают диффузионных слоев, но образуют в своем объеме соответствующие бориды.

Описанный случай весьма важен для практики, так как при получении на стали слоя сверхпрочной металлоподобной фазы (боридной, карбидной и т.д.) могли бы быть получены весьма высокие рабочие свойства. Причины, по которым подобные слои обычно не образуются, нуждаются в дальнейшем изучении. Отсутствуют данные о количестве образующихся в смеси стойких металлоподобных соединений. Во всяком случае, это количество не столь велико, чтобы полностью воспрепятствовать подаче хотя бы одного из диффузентов на поверхность металла. Кроме того, если соединение в смеси и образовалось, его частицы также могли бы служить диффузионным источником, хотя, вероятно, и в меньшей степени, чем свежая активная смесь.

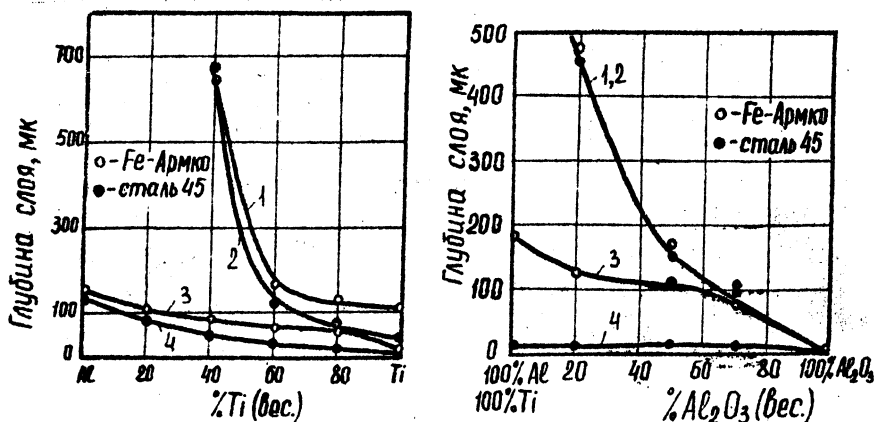


Рис. I. Кинетика алюмотитанирования железа и стали: а) - влияние соотношения Al/Ti на глубину слоя α -фазы (1,2 - с активатором, 3,4 - без активатора); б) - влияние мощности диффузионного источника на глубину слоя

ия, где два диффузанта образуют между собой соединения, чем соединения диффузанта - насыщаемый ме-

талл. К системам такого типа можно отнести, например, комплексы $Al-Ti$ или $C-N$ при насыщении ими железа и сталей. Постепенная замена одного диффузанта другим приводит к количественным изменениям в слое; например, при алюмотитанировании возникают слои стабильного феррита (при наличии активатора-хлористого аммония - также и алюминидные слои); глубина слоев плавно уменьшается по мере перехода от Al к Ti /рис.1/. Вопрос о существовании соединений в смеси (например, алюминид в титана) требует дополнительного изучения. Во всяком случае, если эти соединения и образуются, они могут, по-видимому, выполнять роль диффузионного источника /5/.

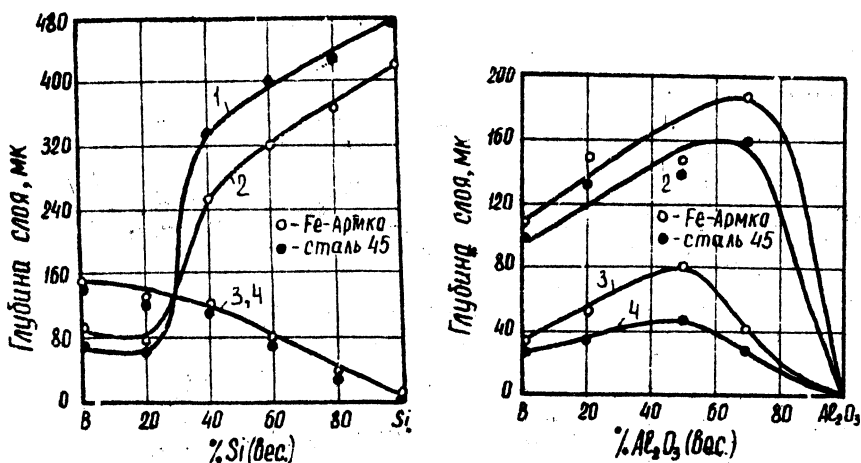


Рис.2. Кинетика боросилицирования:
 а) - влияние соотношения B/Si на глубину слоев:
 1,2 - с активатором; до 40% Si слой силицированный ($Fe_3Si + \alpha$); 3,4 - без активатора; до 80% Si слой борированный;
 б) - влияние добавки Al_2O_3 на скорость борирования

3. Система, в которой два диффузанта практически неспособны к взаимодействию в активной смеси, но образуют с насыщаемым металлом независимые соединения. При насыщении железа примерами такого рода могут служить комплексы бор-кремний, бор-алюминий,

бор-фосфор. Кинетические результаты насыщения те же, что и в предыдущем случае /рис.2/, однако структуры диффузионных слоев весьма своеобразны. Резкое различие в природе феррита, боридов, силицидов и алюминидов железа приводит к тому, что совместного насыщения фактически не происходит: в зависимости от состава насыщающей смеси образуются либо "чисто" силицированные (алитированные) слои, иногда с небольшим количеством боридов, либо слои "чисто" борированные. Подбором условий насыщения (например, при жидкостных электролизных или безэлектролизных процессах) можно обеспечить одновременное получение в слое боридов и α - фазы (но не боридов и алюминидов или силицидов); слои такого типа однако не обладают высокими рабочими свойствами и практической ценности не имеют.

4. Система с двумя диффузантами, не взаимодействующими в смеси, но лишенными "диффузионной независимости" в слое. При алмосилицировании железа, в зависимости от состава смеси, могут образоваться: стабильный феррит, содержащий одновременно Al и Si, или одна из близких по природе и обладающих взаимной растворимостью сверхструктур Fe_3Si или Fe_3Al . Кинетические результаты процесса показаны на рис.3. Уменьшение глубины слоя

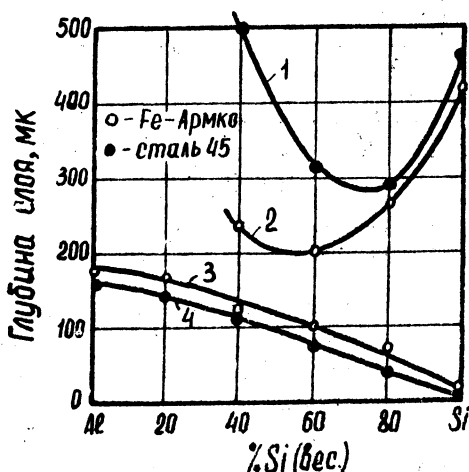


Рис.3. Кинетика алмосилицирования: 1,2 — влияние соотношения Al/Si на глубину слоев α - фазы, без активатора; 3,4 — то же, с активатором

/рис.3/ объясняется, конечно, не образованием несуществующих алюмокремнистых соединений, а снижением мощности диффузионного источника: при 60 – 80% кремния алюминиды железа уже не могут возникнуть, а для образования Fe_3Si концентрация кремния еще недостаточно велика.

5. Система, в которой имеет место совершенный изоморфизм (неограниченная растворимость) двух насыщающих элементов при не-совершенном изоморфизме каждого из них и железа. В качестве примера такой системы нами было исследовано насыщение стали одновременно молибденом и вольфрамом /рис.4/. По-видимому, каждый из диффузантов ухудшает растворимость второго элемента в железе, что можно поставить в связь с ограниченностью интервалов гомогенности феррита в системах Fe-Mo и Fe-W .

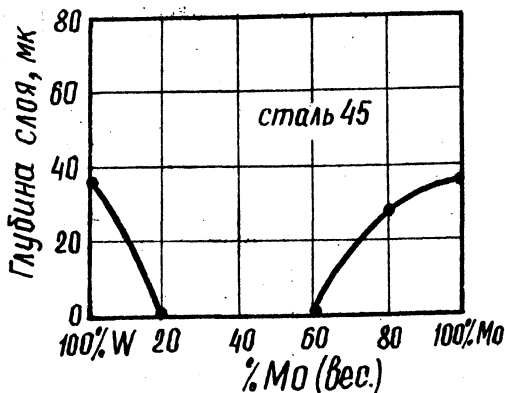


Рис.4. Кинетика молибденовольфрамирания углеродистой стали (структура слоя-карбид + α -фаза)

6. Система с совершенным изоморфизмом двух насыщающих элементов и металла -основы, например железо-хром-ванадий или железо-хром-марганец. Поскольку экспериментальные данные по этому вопросу отсутствуют, их получение является нашей ближайшей задачей.

По-видимому, имея полные данные по кинетике образования и строению диффузионных слоев для перечисленных случаев (причем каждая разновидность должна изучаться на примере не одной, а

двух или более тройных систем для учета влияния особенностей отдельных элементов), можно получить возможность прогнозировать структуру комплексных слоев по имеющимся двойным и тройным диаграммам состояния по крайней мере с той же степенью точности, с какой это возможно в настоящее время при однокомпонентном насыщении.

Л и т е р а т у р а

1. З е ч с к о в Г. В. Многокомпонентное диффузионное насыщение металлов. Автореферат докторской диссертации, М., 1967.

2. В о р о ш н и н Л. Г. , Л я х о в и ч Л. С. , Щ е р б а к о в Э. Д. В сб. "Теплофизика в литейном производстве", "Наука и техника", Минск, 1967.

3. Щ е р б а к о в Э. Д. Исследование электролитного насыщения сталей бором, кремнием и хромом. Автореферат канд. дис. Минск, 1968.

4. Д о л м а н о в Ф. В. Исследование одновременного насыщения железа и стали некоторыми элементами III, IV и XI групп. Кандидатская диссертация, Минск, 1968.

5. С и н е л ь н и к о в а В. С. , П о д е р г и н В. А. , Р е ч к и н В. Н. Алюминиды. Киев, "Наукова думка", 1965.

О ВЛИЯНИИ НЕКОТОРЫХ ФАКТОРОВ НА КОЭФФИЦИЕНТ
ДИФФУЗИИ В МЕТАЛЛАХ

Известные уравнения Фика /1/ описывают процесс твердофазной диффузии как определяемый двумя факторами: концентрационным (градиентом концентрации диффундирующего компонента по пространственной координате) и фактором строения тела-растворителя. В первом приближении этот фактор считается неизменным и описывается постоянным коэффициентом D , называемым обычно коэффициентом диффузии.

На протяжении более чем столетнего срока, прошедшего со времени появления уравнений Фика, основные их уточнения свелись к следующему:

был математически описан известный факт ускорения диффузии при повышении температуры путем отыскания экспоненциальной зависимости между D и температурой процесса;

было показано, что концентрационный градиент как движущая сила диффузии есть частный случай; в общем случае движущей силой является градиент парциальной свободной энергии (химического потенциала) диффундирующего компонента /2,3/.

Фазы диффузионных слоев, как правило, имеют природу твердых растворов, концентрация которых в ходе процесса насыщения изменяется весьма значительно. Представляет известный интерес рассмотрение имеющихся в работах /2-24/ экспериментальных данных о концентрационной зависимости коэффициента диффузии.

По мнению В.З.Бугакова /1/, повышение концентрации твердого раствора в любом случае увеличивает и коэффициент диффузии растворимого компонента. Причины этого автором не объясняются. Однако на протяжении двух последних лет накоплен обширный экспериментальный материал /2-24/, который можно классифицировать следующим образом.

I. В случае максимальной близости электронного строения компонентов раствора, обеспечивающей совершенный изоморфизм (непрерывную растворимость), коэффициент взаимной диффузии и эффективные коэффициенты диффузии компонентов имеют аддитивную линей-

ную зависимость от состава /4-6/ (рис.1).

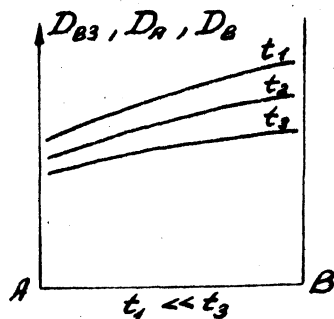
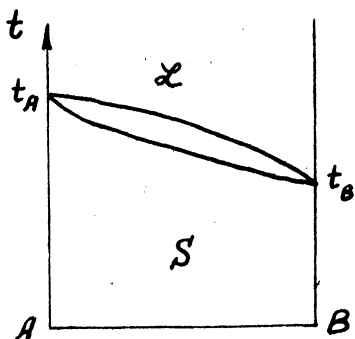


Рис.1

2. При отклонении от совершенного изоморфизма, выражающемся в образовании ближнего порядка или сверхструктуры, аддитивная зависимость сменяется экстремальной. При этом авторы /4, 7-9/, данные которых относятся, как правило, к системам легкоплавким ($Zn - Bi$) или к высоким температурам (системы $Ni - Co$ или $W - Mo$ вблизи $t_{пл}$), считают, что описываемая кривая должна иметь максимум (рис.2а). Авторы же /10,11/ указывают на кривую с минимумом (рис.2б), возникающую, как правило, в тугоплавких системах на значительном удалении от температуры плавления. Авторы /12/ обнаружили увеличение коэффициента диффузии в растворе замещения системы $Pd - Cr$, в работах /13-15/ показана аналогичная зависимость в твердых растворах внедрения водорода и углерода в переходных металлах.

Установлено /16-20/, что введение в твердый раствор более тугоплавкого компонента (как при ограниченной /16-19/, так и при неограниченной /19,20/ растворимости) уменьшает коэффициенты диффузии, причем по мере понижения температуры этот эффект усиливается. Введение же компонента более легкоплавкого, наоборот, облегчает диффузию /19,21,22/ (рис.3 а,б).

4. Обнаружено /2, 23/, что при наличии в системе устойчивых соединений, обладающих интервалом гомогенности значительной ширины, коэффициент взаимной диффузии имеет минимум при составе, в точности отвечающем стехиометрическому, причем этот эффект усиливается с повышением температуры (рис.4).

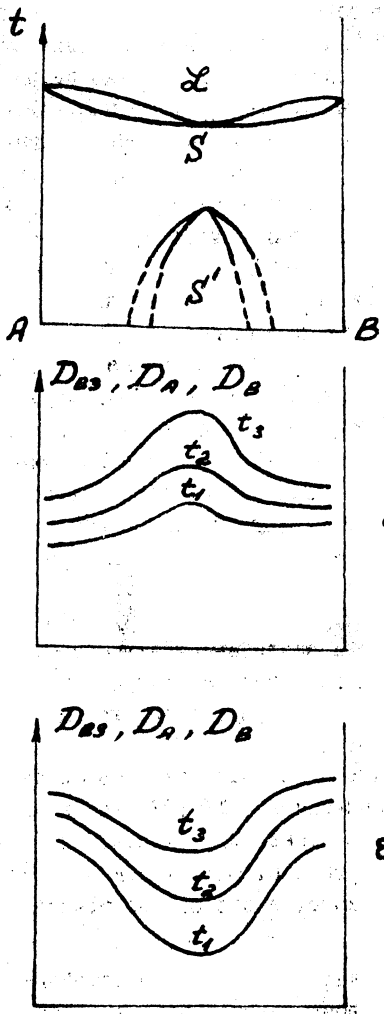


Рис.2

Выводы из приведенных данных можно сделать с учетом мнения авторов /24/ о том, что современные диаграммы состояния описывают поведение подавляющего большинства двойных систем в слишком ограниченном интервале физических условий (температур, давлений, гравитационных и других силовых полей). Например, с большими основаниями можно предположить, что при соответствующих условиях система с так называемым совершенным изоморфизмом может реализовать тенденцию к снижению уровня свободной энергии, образовав чрезвычайно низкотемпературную сверхструктуру. Авторы /24/ полагают даже, что систем, не образующих при определенных условиях сверхструктур или соединений, вообще не существует, так как это противоречило бы третьему закону термодинамики, согласно которому упорядоченное взаимное расположение структурных единиц обладает наиболее низким уровнем свободной энергии и должно быть при надлежащих условиях реализовано в любой системе.

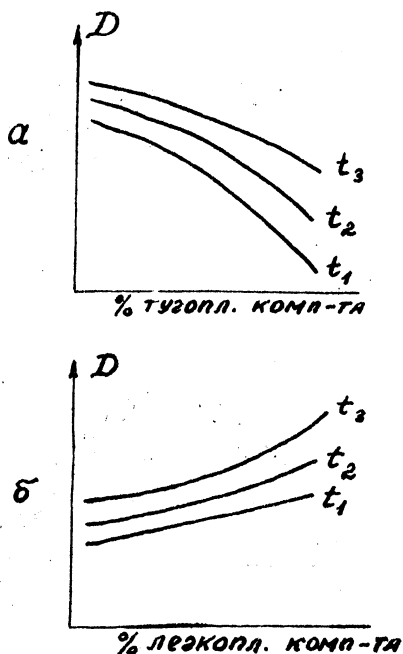


Рис.3

известную степень ближнего или дальнего порядка. Степень упорядоченности тем больше, чем выше концентрация и ниже температура, благодаря чему величина D и скорость диффузии проходят через минимум;

в) более или менее узкая область, близкая к t_4 , в которой влияние двух противоположно действующих факторов (накопления облегчающих диффузию точечных дефектов и упорядочения) уравнивается.

По-видимому, в системах тугоплавких переходных металлов и

Исходя из сказанного, можно изобразить концентрационную зависимость коэффициента диффузии для твердых растворов на базе компонентов или соединений для наиболее общего случая в виде, представленном на рис.5.

Для любого твердого раствора должны существовать три температурные области:

а) область высоких температур ($t \geq t_4$) и высокой диффузионной подвижности; при этом наиболее концентрированный твердый раствор, обладающий наивысшей концентрацией точечных дефектов, обеспечивает и наибольшую величину D и скорость диффузии;

б) область низких температур ($t \leq t_4$), в которой раствор обладает

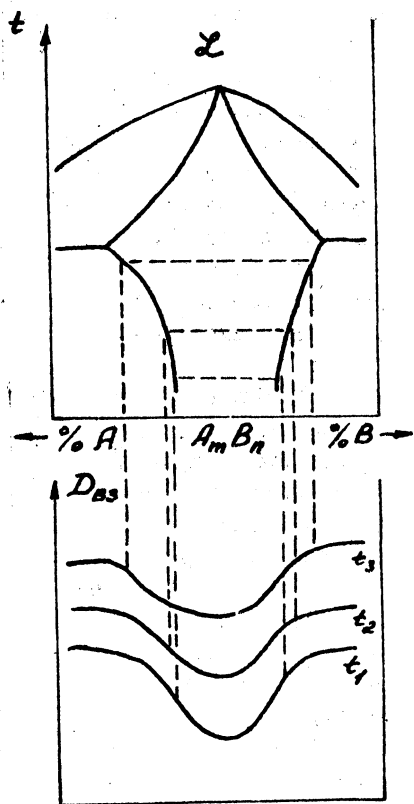
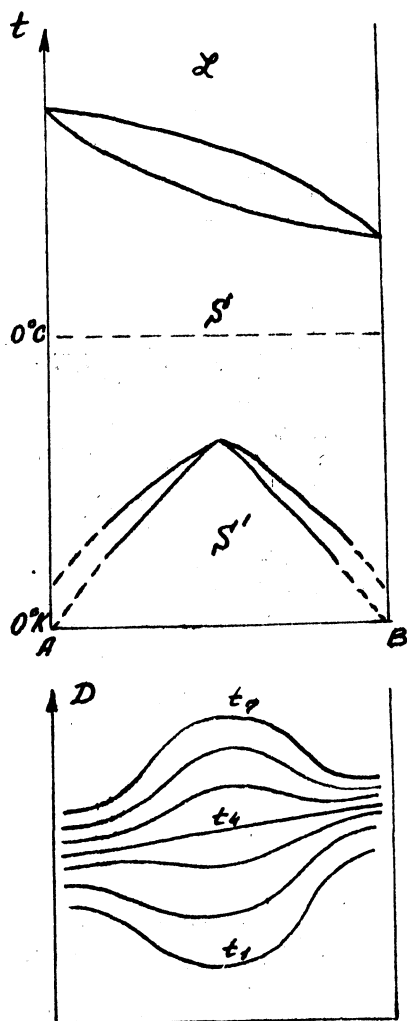


Рис.4



$$t_3 \gg t_1$$

Рис.5

в интервалах гомогенности устойчивых интерметаллических и металлоподобных соединений, где тип межатомной связи весьма существенно отличается от "чисто" металлического в сторону металлоковалентного, "критическая" температура t_4 близка к темпера-

туре плавления.

В достаточно легкоплавких системах эта температура, наоборот, может находиться значительно ниже 0°C . Учитывая все сказанное, можно объяснить различия в экспериментальных данных упомянутых выше исследователей тем, что полученные ими результаты описывают состояние диффузионных пар в недостаточно широком температурном интервале - либо выше, либо ниже "критической" температуры t_4 . Исключением в этом отношении является работа /II/, описывающая концентрационную зависимость величины D_{Cr} в системе Ni - Cr. Авторы /II/ обнаружили, что температура 750°C находится ниже, а температура 1100°C - выше уровня t_4 .

Л и т е р а т у р а

1. Б у г а к о в В. З. Диффузия в металлах и сплавах. Техтеоретиздат, М., 1949.
2. Б о к ш т е й н С. З. Строение и свойства металлических сплавов, "Металлургия", 1971.
3. К р и ш т а л М. А. Механизм диффузии в железных сплавах. "Металлургия", 1972.
4. М а р ч у к о в а И. Д., Б о р о в с к и й И. Б., У г а с т е Ю. Э. В сб. "Легирование и свойства жаропрочных сплавов", "Наука", 1971.
5. Р о м а н е н к о В. Н., С м и р н о в Ю. М. Изв. АН СССР. Неорганические материалы, т.У1, вып.10, 1970.
6. У г а с т е Ю. Э. ФММ, т.31, вып.1, 1971.
7. Petresku N. Z. f. Metallkunde, Bd. 61, H.1, S. 20.
8. Б о р о в с к и й И. Б., М а р ч у к о в а И. Д., У г а с т е Ю. Э. ФММ, т.29, вып.2, 1969.
9. М а р ч у к о в а И. Д. В сб. "Диффузионные процессы в металлах", серия "Металлофизика", "Наукова думка", Киев, 1966.
10. Grass F., Oberdorfer M. Z. f. Metallkunde, Bd. 61, H. 6, S. 455.
11. Ф е д о р о в Г. Б., С м и р н о в Е. А., Х о м о в Ф. И. В сб. "Диффузия в металлах и сплавах", изд.ТПИ, Тула, 1968.
12. У г а с т е Ю. Э. ФММ, т.30, вып.5, 1970.

13. Кайбичев А. В. , Лепинских Б. М.
Изв. АН СССР, Металлы, 1970, № 6.
14. Гольцов В. А. , Демян В. Б. ,
Гельд П. В. , Каган Г. Е. , ФХММ № 3, 1971.
15. Крипьякевич Р. И. и др. ФХММ, № 3, 1971.
16. Шиняев А. Я. Изв. АН СССР - Металлы, № 4, 1971.
17. Угасте Ю. Э. , Лазарев Э. М. , Пименов В. Н. Изв. АН СССР, Металлы, № 2, 1971.
18. Küster J., Million B. Z. f. Metallkunde,
Bd. 61, H. 2, S. 160
19. Вергасова Д. Л. , Прокошкин Д. А. ,
Васильева Е. В. Изв. АН СССР - Металлы, № 4, 1970.
20. Федотов С. Г. , Ронами Г. Н. ,
Константинов К. М. , ДАН СССР, т. 201, № 3, 1971.
21. Марчукова И. Д. , Мирошкина М. И.
ФММ, т. 32, вып. 6, 1971.
22. Нечипоренко Е. П. , Криворучко В. М. ,
Митрофанов А. С. , Кондратов Ю. Т.
ФММ, т. 32, вып. 1, 1971.
23. Угасте Ю. Э. , Пименов В. Н. ФММ,
т. 31, вып. 2, 1971.
24. Савицкий Е. М. , Грибуля В. Б.
Изв. АН СССР, Неорганические материалы, т. УП, № 7, 1971.

КИНЕТИКА АЗОТИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНО-ЛЕГИРОВАННОГО АРМКО-ЖЕЛЕЗА

Азотирование является одним из основных процессов химико-термической обработки, нашедшей широкое применение в промышленности.

Номенклатура азотируемых сталей определяется присутствием нитридообразующихся элементов, ответственных за повышение твердости в диффузионном слое. По степени средства элементов к азоту их можно расположить в следующем порядке: титан, алюминий, ванадий, хром, марганец, железо, кобальт, никель, медь.

Наряду с легированием стали большой интерес представляет азотирование сталей, предварительно поверхностно-легированных нитридообразующими элементами. Интерес к этому методу вызван возможностью получения более высокого уровня эксплуатационных свойств по сравнению со свойствами диффузионных слоев, полученных при насыщении одним элементом. В частности, предложены процессы азотирования сталей, поверхностно легированных хромом /1/, титаном и алюминием /2-3/.

В настоящей работе для предварительного поверхностного легирования армко-железа были выбраны ванадий, алюминий и хром. Выбор этих металлов определялся возможностью получения в диффузионном слое мелкодисперсных, устойчивых против коагуляции нитридов, обладающих высокой твердостью. Диффузионные слои исследовались методом микроструктурного анализа. Насыщение аммиаком производилось при радиационном нагреве в потоке аммиака в интервале температур 600-900°C в течение 1; 3 и 6 часов.

Для удаления окисной пленки с поверхности образцов применялся четыреххлористый углерод (CCl_4). Введение делассиватора осуществлялось пропусканием аммиака над поверхностью CCl_4 . Вследствие высокой летучести четыреххлористого углерода его пары легко увлекаются азотирующим газом и доставляются к обрабатываемым деталям.

Делассиватор вводился при рабочей температуре печи 400-500°C в течение 2-3 мин.

Ванадирование производилось при температуре 980°C в течение 6 часов в контейнере с плавким затвором. Смесь для ванадирования имела следующий состав: 50% V, 48% Al_2O_3 и 2% NH_4Cl ¹. Глубина диффузионного слоя достигала 125 мк. Травление азотированного покрытия выявляет зону повышенной травимости с наиболее высокой твердостью. Однако эта зона является лишь частью диффузионного слоя, определяющей его твердость. За зоной высокой твердости располагается область высокоазотистого твердого раствора и выделений нитридов железа, практически не влияющих на твердость. При оценке глубины диффузионного слоя учитывалась только глубина его высокопрочной зоны. На ванадированном покрытии при проведении процессов азотирования в интервале температур $600-900^{\circ}\text{C}$ глубина азотированного слоя лимитируется глубиной самого ванадированного слоя. При азотировании ванадированного покрытия получают достаточно пластичные, нехрупкие диффузионные слои, хорошо сцепленные с сердцевиной.

Алитирование производилось при температуре 950°C в течение 6 часов в смеси ферроалюминия и хлористого аммония. В результате на поверхности армо-железа образуется алитированный слой глубиной 120 мк. Для уменьшения концентрации алюминия на поверхности и увеличения толщины слоя были проведены диффузионные отжиги по различным режимам: 950°C - 2 и 4 часа; 1000°C и 5 часов. Максимальная глубина диффузионного слоя была достигнута отжигом 1100°C в течение 5 часов и составляла 320 мк.

В результате азотирования армо-железа, предварительно поверхностно легированного алюминием, образуется диффузионный слой, состоящий из нескольких частей: первая - хрупкая, но твердая, скалывающаяся зона, для которой характерно наличие пор в диффузионном слое; вторая часть после травления имеет структуру, аналогичную структуре алитированного слоя, но с высокой твердостью, третья часть представляет собой зону высокоазотистого твердого раствора с характерными включениями Fe_4N , выделившимися при охлаждении.

Аналогично азотированию ванадированного покрытия глубина азотированного слоя на техническом железе с алитированным покрытием не превышает глубины алитированного слоя. Полностью алитированное покрытие азотируется в течение 3 часов при температуре

¹Ванадирование проведено в МАИ под руководством М.А.Карпмана и Д.Ф.Альтшудера

700°C.

Хромирование осуществлялось неконтактным методом вакуумно-диффузионной металлизации, обеспечивающим глубокое поверхностное насыщение. Для уменьшения концентрации хрома на

поверхности была произведена прокатка. Исследовались образцы с содержанием на поверхности 40% Cr, глубина хромированного слоя составляла 1,15 мм. При азотировании хромированного покрытия с повышением температуры и времени азотирования глубина темной зоны, являющейся высокопрочной частью диффузионного слоя, увеличивается.

При низких температурах насыщения аммиаком травлением удается выявить столбчатое строение высокопрочного слоя.

В настоящей работе исследовалось влияние режима химико-термической обработки на глубину и твердость азотированного слоя железа, поверхностно легированного хромом, алюминием и ванадием.

За глубину диффузионного слоя принимали зону повышенной твердости. На рис. I представлено изменение глубины

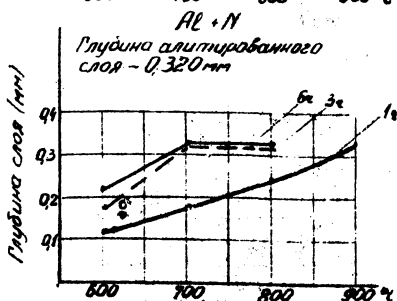
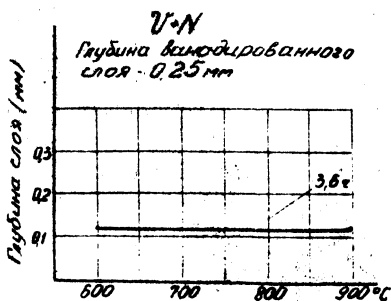
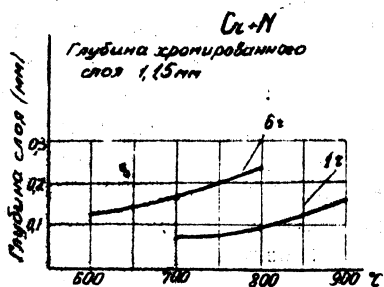


Рис. I. Влияние температуры и продолжительности азотирования на глубину диффузионного слоя

диффузионного слоя в зависимости от температуры и времени азо-

тирования. С повышением температуры и увеличением времени азотирования глубина диффузионного слоя на предварительно хромированном железе возрастает. Максимальная глубина слоя получена при 800°C в течение 6 часов и достигает 240 мк.

При азотировании азитированного армко-железа для одночасовых процессов глубина слоя увеличивается с повышением температуры. При шестичасовых и трехчасовых процессах глубина слоя с повышением температуры также растет. При 700°C в течение 3 часов азитированное покрытие азотируется полностью, и дальнейший рост температуры не приводит к увеличению высокопрочной зоны диффузионного слоя.

В случае ванадированных покрытий одночасовые выдержки привели к полному азотированию покрытия. При температуре азотирования 600°C и выдержке 1 час получен твердый диффузионный слой глубиной 120 мк, т.е. равный толщине ванадированного покрытия.

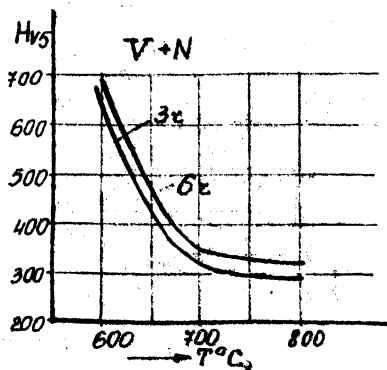
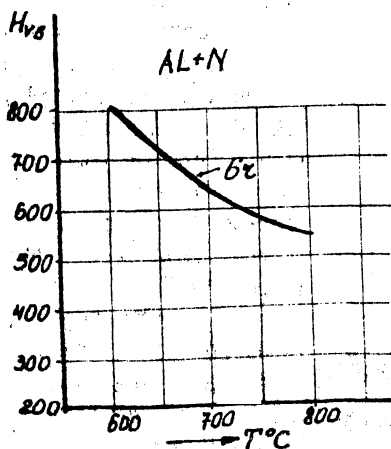
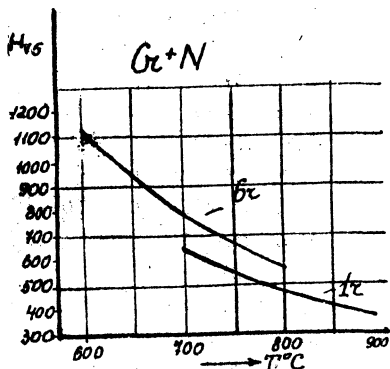


Рис. 2. Зависимость поверхностной твердости предварительно легированного армко-железа от режима азотирования

Азотирование приводит к повышению поверхностной твердости у всех предварительно легированных материалов (рис.2). Максимальная твердость достигается при температуре азотирования 600°C и с повышением температуры уменьшается.

Такой характер влияния температуры на поверхностную твердость может быть объяснен коагуляцией нитридов Cr, V и Al при повышенных температурах насыщения.

Максимальная поверхностная твердость получена при азотировании хромированного технического железа и составляет 1100 кг/мм^2 . Минимальная поверхностная твердость зафиксирована при азотировании ванадиевого покрытия (700 кг/мм^2). Низкая твердость азотированного алитированного покрытия на армко-железе (800 кг/мм^2) может быть объяснена пористостью и хрупкостью периферийной части

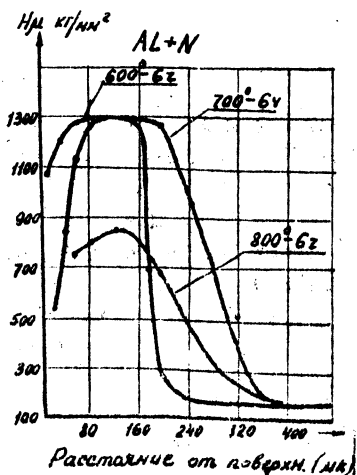
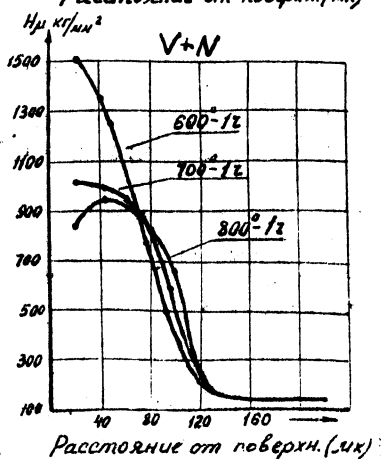
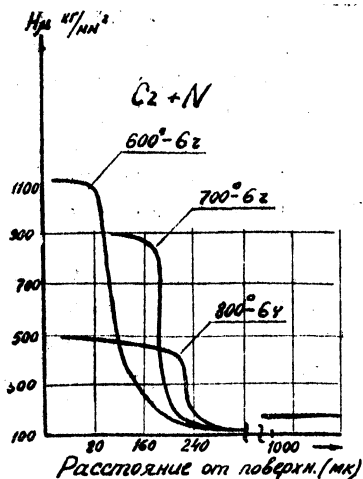


Рис.3. Распределение микротвердости по глубине азотированного слоя

диффузионного слоя. Данные поверхностной твердости позволяют заключить, что нитриды ванадия обладают более низкой стойкостью против коагуляции по сравнению с нитридами алюминия и хрома, более резкое падение поверхностной твердости с повышением температуры азотирования.

Распределение микротвердости по глубине диффузионного слоя представлено на рис.3. Распределение твердости по глубине слоя при 6-часовых процессах для армко-железа, предварительно поверхностно-легированного Cr и Al, имеет вид площадок равнозначной твердости, уровень абсолютных значений которых определяется режимом азотирования. При азотировании хромированного технического железа с повышением температуры микротвердость падает. В случае азотирования алитированного покрытия микротвердость падает лишь при достижении температуры 800°C.

На основании данных анализа микроструктуры и твердости нитридокомбинированных покрытий можно сделать вывод, что азотирование предварительно легированного армко-железа позволяет получать диффузионные слои, превосходящие по твердости азотированные сложнолегированные стали, при аналогичной глубине покрытия (0,25-0,32 мм), и за более короткое время.

Л и т е р а т у р а

1. Грибоедов Ю. Н., Мясоедов А. Н. В сб. "Некоторые вопросы технологии тяжелого машиностроения", ч.1, Магнит, М., 1960.

2. Софроменков А. Ф., Тимошина Л. Г. "Изв. вузов СССР - Черная металлургия", 1970, № 7.

3. Грдина В. И., Софроменков А. Ф. "Изв. вузов СССР - Черная металлургия", 1963, № 2.

БОРИРОВАНИЕ МОЛИБДЕНА В ПОРОШКОВЫХ СРЕДАХ
С РАЗДЕЛЕНИЕМ БОРИРУЮЩИХ АГЕНТОВ

Известны различные порошковые борирующие среды, являющиеся смесями борирующих агентов с различной активностью. Эти смеси обладают недостатками, присущими всем порошковым насыщающим средам: трудностью проведения процессов насыщения с различной скоростью на разных участках насыщаемой поверхности, изменяющейся активностью при многократном использовании. Эти трудности могут быть устранены при проведении процесса обработки с разделением составляющих насыщающей среды. Размещение компонентов насыщающей среды при проведении также процесса представлено на рис.1.

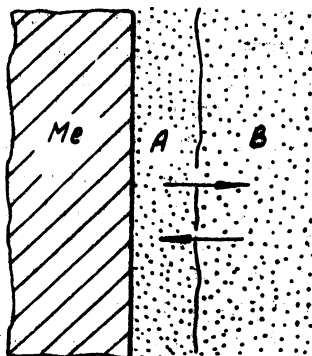


Рис.1. Размещение компонентов насыщающей среды при борировании:
Me - образец из молибдена; А - слой аморфного бора;
В - засыпка из карбида бора.

В приведенной схеме толщина слоя А намного меньше, чем толщина слоя В, а скорость поставки насыщающего элемента из среды, составляющей слой А, выше, чем из среды, составляющей слой В. Такое положение может достигаться в двух случаях: когда количество одного и того же насыщающего компонента в слое А больше,

чем в слое В, и в случае, когда термодинамическая активность насыщающего элемента в компонентах слоя А выше, чем в компонентах слоя В. Второй случай является технологически более интересным.

В литературе имеются сведения об использовании таких насыщающих сред. Так, в работах /1, 2/ описаны процессы науглероживания нержавеющей стали и титана в древесноугольных карбюризаторах с предварительным нанесением на обрабатываемую поверхность серебристого графита и сажи; в качестве связующего применялся вазелин.

Нами осуществлялось борирование пластин из листового проката молибдена марки М4-1, предварительно подвергнутых вакуумному отжигу при 1300°C в течение 3 часов. Размер пластин составлял 25x19x1 мм.

Получение слоя А осуществляли нанесением на одну из сторон образцов равномерного слоя размятченной композиции состава (вес.%): бор аморфный - 20, парафин - 80. Выбор парафина в качестве связующего компонента композиции основан на том, что он достаточно тверд при комнатной температуре, его расплав обладает подходящими реологическими свойствами. Парафин не содержит окисляющих компонентов и, по данным работы /3/, является весьма слабым коксообразователем. Таким образом, количество $V_{\text{аморф}}$ наносимого на поверхность образцов, прямо пропорционально толщине обмазки.

Образцы с нанесенной обмазкой отжигались в засыпке из порошка карбида бора (слой В) в стальных контейнерах с плавким затвором. При нагревании контейнера происходит испарение парафина, в результате чего у поверхности образца оставался слой $V_{\text{аморф}}$ (слой А), толщина которого равна толщине нанесенной обмазки.

На рис.2 представлена зависимость суммарной толщины боридных слоев от толщины слоя А, т.е. от удельного количества $V_{\text{аморф}}$ на поверхности образцов, и от активации процесса. Как следует из представленной зависимости, толщина боридных слоев растет как с увеличением толщины слоя А (увеличением удельного количества $V_{\text{аморф}}$ на поверхности), так и с введением фторсодержащего активатора.

В результате борирования имеет место изгиб образцов, причем сторона с более толстым боридным покрытием (сторона, на которую наносилась обмазка) является выпуклой. Характер зависимости стрелы прогиба от толщины слоя А аналогичен зависимости, представлен-

ной на рис.2.

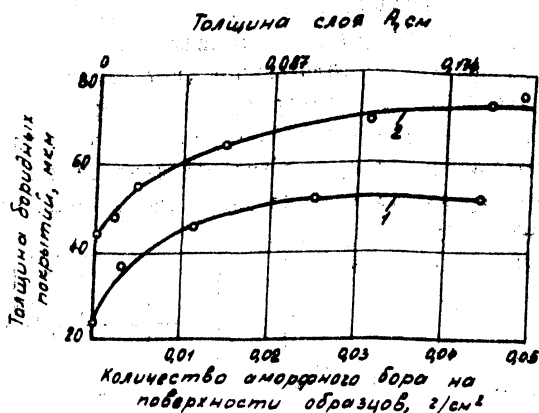


Рис.2. Толщина боридных покрытий в зависимости от толщины слоя обмазки; 1070°С, 3 ч.
1 - без добавки активатора; 2 - с добавкой 2% KBF_4 от веса карбида бора

Отжиг образцов с обмазками различного состава в порошке B_4C с добавкой KBF_4 показал, что толщина боридных покрытий не зависит от введения в состав обмазки активаторов (KBF_4 , NaF).

Фазовый состав образующихся боридных покрытий зависит от толщины слоя А. На поверхности образцов, не покрытых обмазкой или покрытых ее тонким слоем, образуется слой фазы α - MoB; увеличение толщины обмазки выше некоторого значения приводит к образованию покрытия, состоящего из двух слоев: верхнего, представляющего борид Mo_2B_5 , и нижнего - α - MoB. На рис.3 показана зависимость суммарной толщины слоев образующихся фаз и толщины слоя фазы Mo_2B_5 от величины слоя А.

Представленные выше результаты исследования свидетельствуют о возможности получения покрытий разной толщины и фазового состава на одной обрабатываемой поверхности. Это подтверждается при борировании образцов, одна из сторон которых частично покрыта обмазкой. Полученное таким образом распределение толщины боридных слоев по длине образца показано на рис.4.

По нашему мнению, полученные результаты можно объяснить следующим образом. Состав газовой фазы у поверхности молибдена,

границей со слоем А, является промежуточным между равновесными составами газовых фаз изолированных слоев А и В. Различие равновесных составов газовых фаз изолированных слоев А и В состоит в том, что содержание субгалогенидов (при галогенном транспорте бора) или B_2O_2 (при кислородном транспорте) в газовой фазе слоя А выше, чем в газовой фазе слоя В. Соответственно содержание субгалогенидов или B_2O_3 в газовой фазе слоя В выше, чем слоя А. Наличие градиента концентрации газовых компонентов

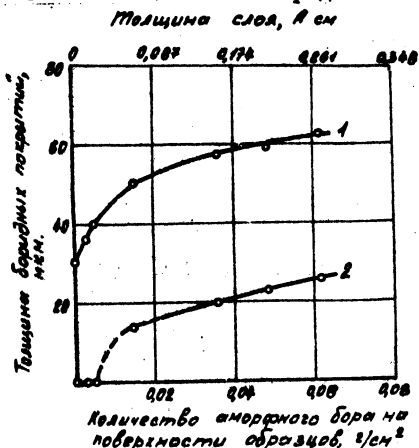


Рис.3. Толщина боридных слоев в зависимости от толщины слоя обзаки; $1100^{\circ}C$, 3ч, без добавки активатора. 1-суммарная толщина боридных слоев; 2-толщина слоя B_2O_5

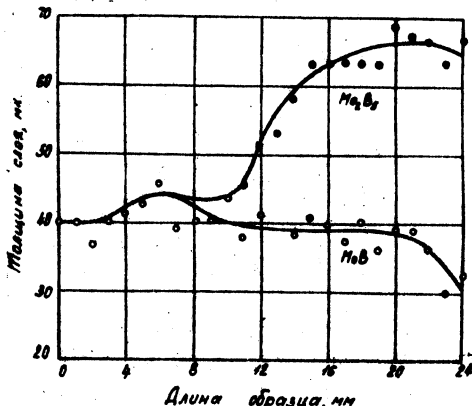


Рис.4. Распределение толщины боридных слоев по длине образца; $1100^{\circ}C$, 1,5ч, с добавкой KBF_4 в порошок карбида бора

приводит к диффузии низших соединений из слоя А в слой В, а выших в обратном направлении. Такое перераспределение приводит к уменьшению содержания низших соединений (которые и осуществляют поставку бора на поверхность металла) в слое А, т.е. к уменьшению активности газовой фазы этого слоя. Скорость диффузионного перераспределения компонент газовых фаз антибатна диффузионным сопротивлениям слоев В и А. При увеличении толщины слоя А уменьшается отток низших соединений с границы раздела "поверхность металла - слой А" и приток к ней высшего соединения. Увеличивается также время, необходимое для восстановления поступившего в

слой А высшего соединения. Таким образом, с увеличением толщины слоя А состав газовой фазы у поверхности металла приближается к равновесному для изолированного слоя А. Очевидно, что при достижении достаточно большой толщины слоя А влияние слоя В становится незначительным, т.е. реализуется насыщением из среды А.

Динамика перераспределения газовых компонентов и их реакций в противоположных слоях, по нашему мнению, и определяет характер зависимостей, представленных на рис.2.

Повышение активности сред А и В приводит к увеличению толщин образующихся боридных покрытий. Так, введение KBF_4 в контейнер увеличивает толщину покрытий (кривая 2, рис.2) по сравнению с процессом без введения активатора (кривая I).

Фазовый состав покрытий и их толщина (рис.3 и 4) при прочих равных условиях определяются скоростью поставки бора к насыщаемой поверхности. С увеличением толщины слоя А (т.е. с увеличением активности газовой фазы у поверхности металла) растут общая толщина слоя и удельный объем фазы Mo_2B_5 . Данные, приведенные на рис.4, показывают возможность локализации газовой фазы с более высокой активностью на определенных участках поверхности. Предложенная методика борирования позволяет получать боридные слои различной толщины и фазового состава на разных участках изделий. При этом очевидно, что минимальная получаемая толщина покрытия регулируется свойствами слоя В. Уменьшение "эффекта угла" может достигаться удалением обмазки с острых кромок.

Изгиб образцов определяется разницей объемных изменений, имеющих место при образовании соединений на противоположных сторонах образца. Увеличение объема, составляющее при образовании $\alpha - MoB$ и Mo_2B_5 соответственно 1,29 и 1,75, приводит к появлению растягивающих напряжений в поверхностных зонах металла. Величина напряжений растет с увеличением толщины образующихся покрытий. Различие в величине растягивающих напряжений на противоположных сторонах образцов, имеющее место из-за разности толщин образующихся покрытий, приводит к появлению изгибающего момента, причем вогнутой является сторона с боридным покрытием меньшей толщины (сторона с меньшими растягивающими напряжениями).

Описанная технология борирования при однократном использовании материала слоя А, по-видимому, позволяет стабилизировать

параметры процесса борирования при многократном использовании материала слоя В, поскольку вклад слоя А в поставку бора к насыщающей поверхности достаточно велик.

Диффузионное борирование с частичным покрытием образкой позволяет проследить закономерности роста покрытий в зависимости от скорости поставки бора на малом количестве образцов и небольшом количестве экспериментов.

В случае, когда увеличение активности насыщающей среды приводит к переходу от роста однофазного покрытия к росту покрытия, состоящего из двух слоев различного фазового состава, как это имеет место в нашем случае, распределение толщины слоев по длине образца позволяет установить предельно возможные при данной температуре и времени выдержки значения толщины нижней фазы.

Предлагаемая методика может быть полезна при исследовании кинетики роста толщины слоев некоторых соединений при диффузионном насыщении металлов.

ВЫВОДЫ

1. Описана методика борирования молибдена в порошковых средах с разделением составляющих ее борлирующих компонентов (карбида бора и аморфного бора).

2. Установлено, что с увеличением количества наносимого на поверхность аморфного бора растет толщина получаемых боридных покрытий.

3. Установлено, что фазовый состав боридных покрытий на молибдене определяется скоростью поставки бора к насыщаемой поверхности.

4. Показана возможность использования предлагаемой методики для исследования кинетики роста слоев нижних фаз при насыщении металлов, образующих многофазные покрытия в активных насыщающих средах.

Л и т е р а т у р а

1. Вишняков Д. Я. , С о в а л о в а А. А. Цементация нержавеющей стали. Научные доклады высшей школы, серия "Металлургия", 1958, № I.

2. Авт. св. СССР, кл. 48в, 9/06, № 277497, 28.07.67.

3. К а л и н и н А. Т. , К у н ц о в с к и й М. Н. , З а й ц е в а А. Я. "Металловедение и обработка металлов", 1956. № II.

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН
БОРИРОВАНИЕМ В ПОРОШКОВЫХ СМЕСЯХ

Борирование как метод поверхностного упрочнения нами применен для деталей, работающих в тяжелых условиях абразивного износа.

В специфических условиях нашего производства нами был выбран порошковый способ борирования.

При этом, как показал наш опыт можно отказаться от сложной технологии герметизации контейнеров при условии наличия над деталями слоя порошка не менее 30-40 мм.

Проведенные нами опыты показали, что при введении в порошок карбида бора B_4C добавок фторбората калия KBF_4 глубина слоя боридов резко возрастает.

Опыты по определению влияния KBF_4 на глубину слоя и его фазовый состав проводились на образцах из стали 20.

Борирование велось в открытых контейнерах в муфельной печи при $970^\circ C$ в течение 3,5 часов.

Данные металлографического исследования глубины и строения боридного слоя приведены в табл. I.

Т а б л и ц а I

№ смеси Компо- ненты	I	2	3	4	5	6	7	8	9	10
	B_4C , % вес	100	97	95	93	90	85	80	93	86
$NaCl$, % вес	-	-	-	-	-	-	-	4	4	4
KBF_4 % вес	-	3	5	7	10	15	20	3	10	3
Глубина слоя, МКМ	97	108	110	113	115	115	117	128	131	118
Содержание фазы FeB , %	41	46	x)	x)	44	x)	39	59	x)	47

x) В боридных слоях содержание FeB не определялось.

Как видно из таблицы I, глубина слоя боридов увеличивается при введении в порошок добавок NaCl (смеси № 8 и 9). Уменьшение глубины слоя при борировании в смеси IO объясняется наличием в смеси порошков инертного Al_2O_3 .

После борирования в указанных смесях коррозия на образцах не наблюдалась. Однако после их насыщения в смесях № I+9 отмечалось приваривание частиц карбида бора. Налипшие на образце порошки (смесь № IO) легко удалялись при протирке ветошью или очистке волюсяной щеткой, образцы имели серебристый цвет.

Влияние KB_4F_4 на образование слоя боридов, очевидно, связано с тем, что при температурах борирования он разлагается с образованием активного температуроустойчивого катализатора BF_3 , который ускоряет реакции образования активных атомов бора, способствует образованию газообразных соединений и вытеснению воздуха из зоны реакции; кроме того, возможно BF_3 сам является переносчиком бора к насыщаемой поверхности.

При температуре насыщения на поверхности порошковой смеси образуется плотная твердая корка толщиной 4-7 мм, под которой на глубине 8-12 мм находится уплотненный слой смеси, легко разрушающийся под действием небольших усилий; плотность ниже расположенной смеси равна исходной. У стенок контейнера образуется непрочный, легко отделимый слой толщиной 3-7 мм. Извлечение деталей из смеси не представляет каких-либо трудностей.

Проведенные опыты показали, что глубина слоя боридов практически не уменьшается при четырех-пятикратном использовании смеси. В дальнейшем смесь необходимо освежать добавлением к ней I-I,2% NaCl и I,2-I,5% KB_4F_4 или введением 20-25% свежей смеси. После этого активность смеси восстанавливается до исходной.

Абразивная износостойкость определялась на роликах из стали 45, борированных в открытых контейнерах в порошках (смесь № IO) при 970°C в течение 4 часов.

В качестве контроля использовались колодки из улучшенной стали 40X (НВ269). Износ велся на машине МИ-IM в ванне индустриального масла с добавкой I,5% (по весу) порошка карбида бора зернистостью 5 по ГОСТ 3647-59 и 5744-62.

Износостойкость борированных роликов сравнивалась с износостойкостью цементированных и закаленных (НРС 58-60) роликов из стали 20X.

Величина износа определялась по потере веса ролика и колодки после 30 минут работы при удельном давлении 30 кгс/см².

Проведенные опыты показали, что износостойкость борированных роликов в 3 раза выше, чем цементированных. С увеличением времени работы сопряжения величина износа слоя боридов растет и, если в первые 30 мин. она составляла 14,3 мг, то после 120 мин. увеличилась до 22 мг, а после 240 мин. до 37 мг, что в первом случае (120 мин.) связано с удалением слоя FeB и во втором — с частичным удалением Fe₂B и началом износа переходной зоны.

Износ колодок, работающих в паре с борированными роликами, по сравнению с цементированными снижается в 3 раза, что связано с разной способностью поверхности борированных и цементированных роликов к взаимодействию с частицами карбида бора.

Ударная вязкость определялась на образцах У типа по ГОСТ 9454-50 с размерами 10x5x55 мм, изготовленными из стали 45. Надрез на образцах выполнялся абразивным кругом перед борированием. Исследования велись на маятниковом копре КМ-5 с молотом № 3.

Образцы борировались в смеси № 10 (таблица I) при 970°C в течение 2 и 4 часов.

Ударная вязкость борированных без последующей термообработки образцов сравнивались с вязкостью образцов, отожженных при температурном режиме борирования. Полученные данные показывают, что ударная вязкость борированных образцов уменьшается в 1,5 раза при глубине слоя боридов 65 мкм и в 2 раза при 110 мкм. При большей глубине слоя боридов облегчается образование и распространение в хрупком боридном слое трещины, играющей роль дополнительного концентратора напряжений.

Производственные испытания шатунов масляных осеально-поршневых насосов экскаваторов Э-153 показало, что износостойкость шатунов из стали 40Х борированных в порошках (смесь № 10) при 970°C в течение 4 часов увеличилась в 2,8-3,2 раза по сравнению с серийными шатунами. Деформация шатунов после их борирования не превышала 0,08-0,12 мм (что составляло 10-20% по сравнению с серийными), и влияния на работу насоса не оказывала.

О МЕХАНИЗМЕ ОБРАЗОВАНИЯ ХРОМИРОВАННОГО СЛОЯ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

При изучении структур, образуемых в приповерхностных объемах металла химико-термической обработкой, необходимо во всех случаях учитывать, что диффузионные процессы протекают не в простой двухкомпонентной, а в сложной многокомпонентной системе. Результаты диффузионного процесса, определяющие структуру получаемого слоя, зависят, например, от различий в химическом родстве диффузанта к компонентам насыщаемой системы, что вызывает перераспределения компонентов в ходе насыщения. Направления этих перераспределений могут быть различными и весьма существенно влиять на фазовый состав и, следовательно, на свойства слоя /1,2/.

Сказанное выше можно достаточно полно проиллюстрировать на этапах образования диффузионного хромированного слоя на сталях, содержащих от 0,1 до 0,8% углерода (рис.1):

Этап А - образование на поверхности стали тонкого слоя высокохромистого стабильного феррита вследствие замыкания хромом

δ - области железа. Вследствие малой растворимости в феррите углерода последний, по-видимому, должен при образовании феррита оттесняться в близлежащие объемы, обогащенные дефектами кристаллической структуры, т.е. на поверхность слоя и на поверхность раздела феррит - аустенит /3/. При хромировании армко-железа и аустенитных низкоуглеродистых сталей этап А описывает процесс хромирования в целом.

Этап Б - возникновение на поверхности слоя весьма тонкой (20-30 мк) пленки первого карбида хрома в результате взаимодействия поступающего из диффузионного источника хрома с углеродом металла.

Этап В - диффузия хрома из слоя карбида по границам обычных для ферритного слоя столбчатых зерен внутрь, на поверхность раздела фаз феррит-аустенит, где поступивший снаружи хром и диффундирующий из аустенита углерод обладают повышенной диффузионной подвижностью. Так как для лежащей выше α - фазы диффузионным источником непосредственно является не насыщающая

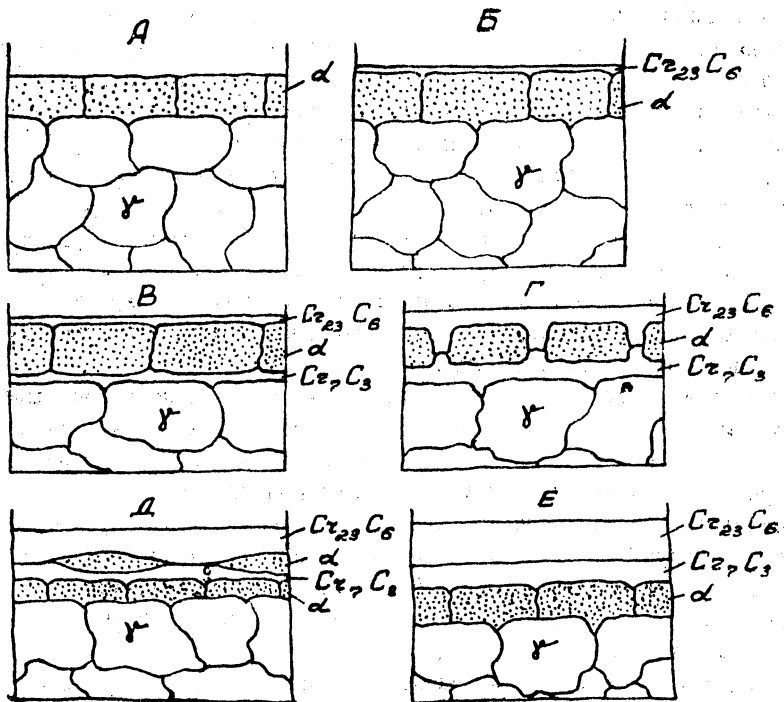


Рис. I. Схема этапов образования хромированного слоя в поверхностных объемах углеродистой стали:
 α - стабильный (при температуре хромирования) высокохромистый феррит со столбчатыми зёрнами;
 γ - аустенит сердцевины стали

среда, а карбид Cr_{23}C_6 (общее количество хрома в нем менее 80 атомных %, а концентрация активного металла, способного к диффузии, значительно меньше), на границе γ - α возникает более высокоуглеродистый карбид Cr_7C_3 .

Этап Г - дальнейшие изменения в структуре слоя, которые объясняются одновременной диффузией хрома с поверхности слоя и углерода - из аустенита. Малая диффузионная подвижность хрома при ограниченных температурах хромирования (не превышающих 1100°C) приводит к тому, что наиболее вероятным местом возникновения следующих объемов хромистых карбидов оказываются "трубки диффузии" - границы ферритного зерна. По данным авторов /4/, в этих условиях границы столбчатого ферритного зерна являются каналами преимущественной диффузии также и для углерода. Образуется своеобразная структура "окон" хромистого феррита, оксидных "колонками" растущих встречно хромистых карбидов.

Этап Д - рост карбидных слоев (Преимущественным для обоих карбидов является направление роста внутрь металла параллельно общему потоку диффузии хрома. Однако имеет место и рост в обратном направлении, на что указывает увеличение размеров деталей при хромировании), который приводит к постепенному замыканию - исчезновению ферритных "окон". Одновременно, поскольку под карбидным слоем уже ранее возникла обезуглероженная зона, а карбид Cr_7C_3 может служить в известной степени диффузионным источником хрома, ниже карбидного слоя возникает снова слой хромистой α - фазы. Окончательным результатом процесса является трехфазный слой типа Е.

Фазовый состав хромированных слоев был подтвержден нами рентгеноструктурным анализом; слой типа А образуется обычно при хромировании армко-железа и низкоуглеродистых сталей; слой типа Б - на малоуглеродистых конструкционных сталях, содержащих до 0,30-0,35%С; слой типа Е - при хромировании высокоуглеродистых сталей. Структуры, соответствующие этапам В, Г и Д, также наблюдались нами экспериментально при хромировании углеродистых сталей в различных порошкообразных насыщающих средах.

Таким образом, хромирование углеродистых сталей фактически является процессом поверхностного насыщения металла одновременно хромом и углеродом. Слои карбидов хрома обладают во многих случаях не худшими рабочими свойствами, чем, например, боридные, однако отличаются от последних значительно меньшей глубиной. Авторы

/5/ предположили, что причиной этого является недостаточно быстрая диффузия углерода из аустенита в приповерхностный слой. Однако примененная ими предварительная цементация малоуглеродистой стали, создавшая в поверхностном слое достаточно высокую концентрацию углерода, позволила увеличить глубину карбидных слоев не более чем в 2 раза (с 20 до 40 мк).

По-видимому, причину малой глубины карбидных слоев следует искать в особенностях строения этих фаз. Карбиды хрома, в отличие от монокарбидов переходных металлов IV и V групп, являются фазами постоянного состава, что может явиться причиной их малой диффузионной проницаемости.

При рассмотрении механизма диффузии в металлоподобных фазах, к которым принадлежит и карбиды хрома, необходимо учитывать следующее.

С одной стороны, особенностью вакансионного механизма диффузии в металлоподобных фазах является то, что атомы неметалла в состоянии диффундировать, лишь используя вакансии в неметаллической (например, углеродной) подрешетке /6/; атомы металла также диффундируют лишь через дефекты металлической подрешетки. Общая вероятность существования дефектов, и особенно пригодных для диффузии металла, возрастает при переходе от карбидов металлов IV группы периодической системы (например, монокарбидов титана и циркония) к карбидам VI группы, отличающимся к тому же существенно меньшей компактностью кристаллических структур /7-9/. Таким образом, постоянство состава карбидов хрома, согласно диаграмме состояния системы хром-углерод /10/, не может служить фактором, запрещающим диффузию как хрома, так и углерода сквозь слой карбида, по крайней мере глубиной в несколько десятков микрон.

С другой стороны, несмотря на возможность диффузионной проницаемости карбидного слоя, глубина его в процессе хромирования увеличивается весьма медленно и с постоянно уменьшающейся скоростью. Для объяснения этого факта может быть использована, например, теория скачкообразного роста новой фазы В.И.Архарова /11,12/. Согласно этой теории, в случае наличия таких неблагоприятных для объемной диффузии факторов, как малая диффузионная проницаемость вновь образующейся фазы и малая диффузионная подвижность одного из компонентов, необходимых для ее роста (например, вследствие

низкой температуры), система может избрать в качестве "обходного пути", обеспечивающего возможность фазового перехода, ступенчатый механизм роста в пределах макрообъемов - кластеров размером в десятки микрон. Внутри каждого такого объема вначале накапливаются упругие искажения кристаллической структуры без существенного изменения состава. Затем происходит срыв когерентности - мгновенная реализация уже подготовленного структурного перехода; при этом новая фаза может образоваться при значительном недостатке одного из компонентов. В дальнейшем идет ликвидация точечных дефектов структуры (например, дефицита атомов в углеродной подрешетке карбида) обычным диффузионным путем; она может быть и не закончена за время всего процесса насыщения.

По-видимому, из описанного механизма вытекает невозможность осуществления более чем двух - трех "скачков" в пределах непрерывного карбидного слоя, так как дальнейший рост слоя таким путем сопровождался бы накоплением слишком высокой концентрации дефектов, и возникла бы необходимость перехода к обычной совокупности элементарных атомных актов диффузии. Таким образом, оказывается справедливым вывод о невозможности получения глубоких карбидных слоев при хромировании углеродистых сталей. Тем не менее диффузионное хромирование является весьма перспективным и непрерывно развивающимся методом химико-термической обработки; развитие хромирования вступило в стадию, на которой необходим выбор специальных марок для различных видов хромированных деталей. Если хромирование производится с целью получения слоя стабильного хромистого феррита, применяются низкоуглеродистые или специально обезуглероженные (с помощью легирования титаном) стали; для получения же высокой износостойкости необходима высокоуглеродистая или предварительно цементированная сталь.

Л и т е р а т у р а

1. Щербединский Г. В., Кондрачен-ко Л. А. ФХММ, № 4, 1970.
2. Щербединский Г. В., Кондрачен-ко Л. А. ФММ, т.29, вып.4, 1970.

3. Грузин П. Л. , Земский С. В. В сб. "Защитные покрытия на металлах", вып.3, "Наукова думка", Киев, 1970.
4. Жуков А. А. , Снежной Р. Л. В сб. "Диффузионные процессы в металлах", серия "Металлофизика", 1966.
5. Похмурский В. И. , Далисов В. Б. ФХММ, № 4, 1970.
6. Зайнулин Ю. Г. , Алямовский С. И. , Швейкин Г. П. , Гельд П. В. "Изв. АН СССР", Неорганические материалы, 1970, т.6, № I.
7. Жураковский Е. А. , Нешпор В. С. , Дзегановский В. П. "Изв. АН СССР", Неорганические материалы, 1970, т.6, № 2.
8. Амбарцумян Р. С. , Бабич Б. Н. "Изв. АН СССР", Неорганические материалы, т.УІ, № 7, 1970.
9. Нешпор В. С. , Ордачян С. С. , Никитин В. П. , Скалецкая Н. А. "Изв. АН СССР", Неорганические материалы, т.6, № II, 1970.
10. Косолапова Т. Я. Карбиды. "Металлургия", 1968.
11. Архаров В. И. , Крысов В. И. ФММ, т.29, вып. I, 1970.

ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ДИФфуЗИОННЫХ СЛОЯХ, СОДЕРЖАЩИХ БОР

Для исследования остаточных напряжений выбраны двухкомпонентные слои, полученные на стали 45 путем борирования с последующей диффузионной металлизацией алюминием, хромом или титаном.

Диффузионное насыщение осуществлялось последовательно в порошковых смесях насыщающих элементов в контейнерах с плавкими затворами. После борирования слой содержал зоны боридов FeB и Fe_2B и имел глубину 70-80 мк.

Результаты исследования микроструктуры двухкомпонентных диффузионных слоев приведены в табл. I.

Для выявления влияния состава и структуры основы изучено распределение напряжений на техническом железе и стали 45 после термической обработки (закалки и отпуска при различной температуре).

Измерение внутренних напряжений проводилось на установке типа "ПИОН" по методике, [1].

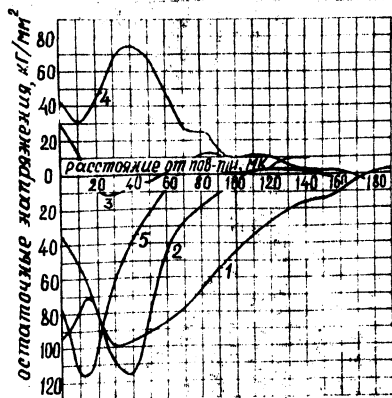


Рис. 1. Эпюры распределения остаточных напряжений по глубине борохромированного слоя (кривые 1-4-сталь 45, кривая 5-железо):
 1- до термической обработки;
 2- после закалки и высокого отпуска;
 3- после закалки и среднего отпуска;
 4- после закалки и низкого отпуска;
 5- на железе

На рис. 1 представлены эпюры распределения остаточных напряжений в борохромированных образцах железа, а также стали 45 до и после термообработки; на рис. 2 и 3 — то же в бороалитированных и боротитанированных образцах железа и стали 45.

Неблагоприятная эпюра остаточных напряжений обнаружена в бороалитированном диффузионном слое, в котором на поверхности в зоне алюминидов железа имеют место высокие остаточные напряжения растяжения.

Борохромированный и особенно боротитанированный диффузионные слои содержат высокие сжимающие напряжения на поверхности, преобладающие остаточные напряжения

Таблица I

Результаты изучения микроструктуры двухкомпонентных диффузионных слоев

Вид поверхностного легирования	Микроструктура, микротвердость (Н , кг/мм ²) и глубина (h , мк) отдельных зон слоя		
	наружная зона	внутренняя зона	переходная зона на границе с основой
Боралитирование	Мелкодисперсная точечная смесь алюминидов железа ($Fe_2Al_5 + FeAl_3$) H = 800 h = 30	Иглы алюминидов Fe_2Al_5 , расположенные перпендикулярно поверхности H = 620 h = 50	Иглы боридов Fe_2B , расположенные перпендикулярно поверхности H = 1800 h = 50
Борохромирование	Иглы сложного боридов (Fe, Cr) ₂ B, расположенные перпендикулярно поверхности H = 2300 h = 40		Иглы боридов Fe_2B H = 1800 h = 110
Боротитанирование	Светлый нетравящийся слой, содержащий диборид TiB_2 и титанид железа $FeTi_2$ H = 3200 h = 10	Светлая двухфазная зона, содержащая титанид $FeTi_2$ и твердый раствор на основе железа, расположенная параллельно поверхности H = 470 h = 10	Иглы боридов Fe_2B H = 1800 h = 130

сжатия борированного слоя равной глубины. В борохромированном слое этому способствует, по-видимому, отсутствие моноборида FeB .

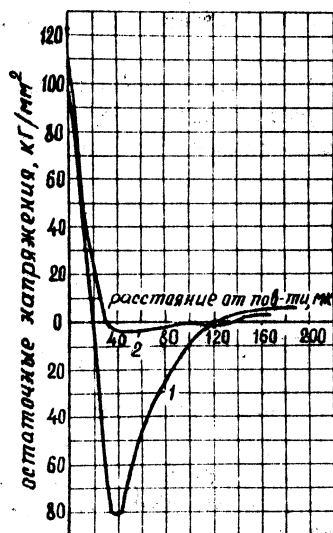


Рис.2. Эпюры распределения остаточных напряжений по глубине борозалитированного слоя: I - на железе; 2 - на стали 45

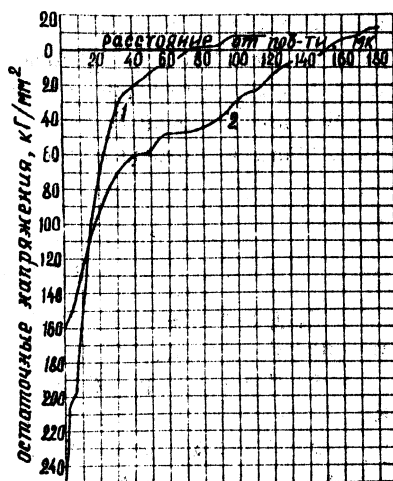


Рис.3. Эпюры распределения остаточных напряжений по глубине боротитанированного слоя: I - на железе; 2 - на стали 45

Закалка с последующим низким отпуском на мартенсит, вызывающая увеличение удельного объема стали, изменяет знак остаточных напряжений в борохромированном слое, вызывая значительные растягивающие напряжения на поверхности. Повышение температуры отпуска приводит сначала к уменьшению остаточных растягивающих напряжений на поверхности, а затем и к изменению их знака.

ВЫВОДЫ

I. Поверхностное легирование борированной стали алюминием, хромом или титаном приводит к перераспределению остаточных напряжений в слое, причем хромирование и титанирование повышают сжима-

щие напряжения, а алитирование вызывает в поверхностном слое растягивающие напряжения.

2. Величина остаточных напряжений в диффузионном слое образцов поверхностно легированной стали ниже, чем в аналогичном слое образцов из железа, что объясняется меньшим коэффициентом линейного расширения стали.

3. Термическая обработка поверхностно легированной стали изменяет эпюру остаточных напряжений. Улучшение стали представляет собой благоприятный фактор с точки зрения сохранения сжимающих напряжений на поверхности.

Л и т е р а т у р а

1. Д у б и н и н Г. Н. "Изв. АН СССР", ОТН, Металлургия и топливо, № 4, М., 1962.

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

3. З е м с к о в Г. В., К о г а н Р. Л., Ш е с т а к о в А. И., Ш е в ч е н к о И. М. В сб. "Защитные покрытия на металлах", 5, "Наукова думка", Киев, 1967.

4. К у л и к А. Я., П о л я к о в Б. З., Д я х о в и ч Л. С., Б а б у ш к и н Б. В. "Изв. АН БССР", № 2, 1969.

5. К о г а н Р. Л., З е м с к о в Г. В., Д о р о ф е е в Н. Н., К и ш и н е в с к и й Э. Л. В сб. "Химико-термическая обработка металлов и сплавов", Минск, 1971.

6. П о л я к о в Б. З., Б а б у ш к и н Б. В. В сб. "Химико-термическая обработка металлов и сплавов", Минск, 1971.

О ХАРАКТЕРЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ АЛИТИРОВАННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Показано [1], что алитирование снижает усталостную прочность образцов из углеродистых сталей при комнатной и повышенных температурах. Кинетике рассасывания защитного слоя, изменению его строения и состава не было уделено должного внимания.

Для изучения характера высокотемпературного усталостного разрушения алитированных сталей образцы из среднеуглеродистой стали алитировали в порошкообразной смеси (15-17% алюминия, 80% окиси алюминия и 3% хлористого аммония), при 850-900°C, 1 час. Получали алитированные слои толщиной 0,08 мм и 0,1 мм соответственно.

Исследование проводили при высокотемпературном чистом изгибе вращающихся с частотой 50 гц цилиндрических образцов диаметром 10 мм, а также при циклическом кручении с частотой 0,3 цикл/мин. трубчатых образцов диаметром 14,5 мм.

Установлено (табл.1), что в образцах алитированным слоем выносливость снижается при комнатной и повышенных температурах. Эффект снижения выносливости оказывается тем больше, чем выше уровень циклических нагрузок.

С повышением температуры испытания до 600°C отрицательное действие алитирования на выносливость снижается, а при температуре выше 700°C выносливость насыщенных и ненасыщенных образцов при базе $10^6 - 5 \cdot 10^7$ циклов нагружения практически одинакова, даже наблюдается тенденция к некоторому ее повышению.

К основным причинам, обуславливающим снижение выносливости алитированных образцов, можно отнести более низкую по сравнению с основным металлом усталостную прочность алитированного слоя, повышенную склонность интерметаллидного слоя к трещинообразованию, ухудшение чистоты поверхности образцов после насыщения на 1-2 класса.

Установлено, что при повышенных температурах имеет место рассасывание диффузионного слоя, которое зависит от уровня прикладываемых циклических напряжений, температуры и длительности испытания. Поэтому при исследовании металлов на усталостную прочность

Т а б л и ц а I

Режим циклического нагружения	Сталь	Режим адитирования	Температура испытаний, °С	Предел усталости в кг/мм ² при N = 10 ⁷ цикл
n = 2850 цикл/мин	45	Неадитированная	500°С	29
	45	850°С, I час	500°С	21
	45	Неадитированная	600°С	22
	45	700°С, I час	600°С	19
	45	900°С, I час	600°С	14
	45	Неадитированная	700°С	11
	45	700°С, I час	700°С	10
				Вместимость в циклах до разрушения при ε = 0,35%
n = 0,3 цикл/мин	20	Неадитированная	600°С	1500
n = 0,3 цикл/мин	20	900°С, I час	600°С	500

говорить об истинном пределе усталости алитированных деталей как критерии их механических характеристик недопустимо. Речь может идти только об условном пределе усталости при заданном числе циклов нагружения, так как изменение строения поверхностных слоев деталей происходит на всем протяжении их высокотемпературного циклического нагружения. При высоких уровнях циклических нагрузок, т.е. когда время до разрушения невелико, наблюдается интенсивное трещинообразование в интерметаллидном слое, это выкрашивание. Возникающие в слое трещины выступают в роли концентраторов напряжений, приводят к локализации микропластических деформаций в основном металле при циклическом нагружении образцов, к возникновению трещинообразных зон "локальной диффузии", состоящих, по-видимому, из продуктов окисления железа и алюминия. Состав и структура этих зон до настоящего времени точно не установлены. Явление рассасывания слоя при этом проявляется незаметно. С увеличением базы испытаний при уменьшении величины циклических нагрузок рассасывание слоя превалирует над процессом его механического разрушения. Граница раздела-алитированный слой - основной металл сильно отклоняется от прямолинейной, что говорит об определенной избирательности фронта диффузии, связанной с имеющей место гетерогенностью металла и возникающим отсюда неравномерным распределением по объему металла упруго-пластической деформации, активизирующей диффузионные процессы.

Таким образом, отрицательное влияние алитирования на выносливость сталей при высоких уровнях циклических нагрузок в основном связано с механическим разрушением интерметаллидного слоя вследствие высокой его хрупкости, обусловленной высокой концентрацией алюминия. При небольших значениях циклических напряжений разрушение слоя не наблюдается, а имеющее место рассасывание приводит к уменьшению в нем содержания алюминия. Слой становится более пластичным, что снижает отрицательное влияние алитирования на выносливость сталей.

Данные металлографических исследований кинетики рассасывания диффузионного слоя удовлетворительно подтверждаются и результатами исследования распределения микротвердости по глубине алитированных образцов, подвергнутых высокотемпературному циклическому деформированию при разных температурах.

Л и т е р а т у р а

Г. Карпенко Г. В. , Похмурский В. И.
"Докл. АН СССР", № 12, 1968.

С.А.Лихачев, И.П.Молосаев, А.А.Андрюевич, Б.С.Кухарев,
Е.И.Бельский, В.А.Бондарев, Г.В.Стасевич

РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ИСПЫТАНИИ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ УСТАЛОСТЬ

К кузнечным штампам предъявляются высокие эксплуатационные требования. Поэтому повышение сопротивления штамповых сталей термической усталости является актуальной задачей, связанной с интенсификацией кузнечно-штамповочного производства.

Известные методы испытания на термическую усталость позволяют получать либо качественную картину поведения материала без количественной оценки напряженного состояния, либо измерять деформацию в условиях одноосного напряженного состояния, создание которого связано со значительными техническими трудностями.

В этой связи целесообразна и актуальна разработка методов, связанных с испытанием образцов, форма и размеры которых позволили бы применить инженерные методы для расчета температурно-напряженного состояния. Таким условиям отвечает образец кольцевой формы. При расчетах термических напряжений используется метод расчленения тела /1/, который дает возможность учесть влияние температуры на модуль Юнга и коэффициент линейного расширения. Более точно задачу можно решить используя уравнения теории упругости /3/, в этом случае вышеуказанные коэффициенты берутся усредненными.

При термоциклировании желательно создать в образце симметричное температурное поле $T(r, \tau)$. В нашем случае это достигается путем погружения набранного из кольцевых образцов цилиндра в нагревающую (охлаждающую) среду. При нагреве в свинцовой ванне, отпочающей граничным условиям третьего рода, распределение температуры в каждом отдельном кольце может быть представлено как и для полуограниченного тела. Решение этой задачи имеет вид /2/:

$$\frac{t(x, \tau) - t_0}{t_c - t_0} = \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{\alpha\tau}}\right) - e^{hx + h^2\alpha\tau} \cdot \operatorname{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{\alpha\tau}} + h\sqrt{\alpha\tau}\right), \quad (1)$$

где t_c - температура окружающей среды, °С;

- t_0 - начальная температура тела, °C;
 χ - характерный размер образца, м;
 τ - время нагрева, сек;
 α - коэффициент теплоотдачи, Вт/м²град;
 λ - коэффициент теплопроводности, Вт/м·град;
 α - коэффициент температуропроводности, м²/сек;
 $n = \frac{\alpha}{\lambda}$ - относительный коэффициент теплоотдачи, м⁻¹.

Условия охлаждения образца удовлетворяют граничным условиям первого рода с распределением температуры по сечению в начальный момент времени, заданной функцией $t(x,0) = f(x)$.

Изменение температурного поля, найденного по уравнению (I) в конечный момент нагрева - начальный момент охлаждения, может быть с небольшой погрешностью задано показательной функцией вида

$$f(x) = (t_n - t_0)e^{-kx} + t_0, \quad (2)$$

где t_n - температура поверхности тела в конечный момент нагрева, °C;
 t_0 - начальная температура тела при нагреве, °C;
 k - постоянная, м⁻¹.

Постоянная k выбирается по значениям температурного поля полуграниченного тела в конечный момент нагрева.

Подставляя выражение (2) в дифференциальное уравнение теплопроводности, при неравномерном распределении температуры по его сечению и решая его, получим уравнение температурного поля при охлаждении

$$t(x,\tau) - t_0 = (t_n - t_0)e^{-kx + \alpha\tau k^2} \left[\text{erf} \left(k\sqrt{\alpha\tau} + \frac{x}{2\sqrt{\alpha\tau}} \right) - \text{erf} \left(k\sqrt{\alpha\tau} \right) \right] \quad (3)$$

При расчете температурного поля охлаждаемого образца произвольной формы в выражение /3/ вводится коэффициент M , равный отношению относительных температур тела заданной формы и полуграниченного тела в зависимости от значений числа Фурье и безразмер-

ной координаты $\frac{X}{R}$.

В таблице I приводятся расчетные и экспериментальные данные значений температур по сечению кольцевого образца при следующих условиях испытаний: температура свинцовой ванны $t_0 = 700-720^\circ\text{C}$, время нагрева $\tau_{\text{нагр.}} = 12$ сек, температура охлаждающей среды $t_c = 80^\circ\text{C}$.

Т а б л и ц а I

Текущая координата, $X, \text{ м}$	Нагрев $\tau_{\text{нагр.}} = 4$ сек.		Охлаждение $\tau_{\text{охл.}} = 2$ сек.	
	$T_{\text{расч.}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{эксп.}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{расч.}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{эксп.}}, ^\circ\text{C}$
0	445	180	80	120
0,002	360	380	180	230
0,004	276	295	280	300
0,006	204	200	395	450

Изменяя условия испытаний образца (скорость нагрева, охлаждения и т.д.), можно моделировать тепловой режим работы кузнечного штампа.

В нашем случае $d_{\text{нар.}} = 0,02 \text{ м}$, $h = 0,03 \text{ м}$. Согласно /3/ при выполнении условия $h < 0,2 d_{\text{нар.}}$ $\sigma_z = 0$, а $\sigma_\theta \gg \sigma_r$. Распределение тангенциальных напряжений по радиусу образца с учетом $E(t')$ и $\alpha(t')$ определяем по формуле /1/:

$$\sigma_\theta = \left[-t_i \alpha_i + \frac{R \delta_i}{R_0} \right] E_i,$$

где

$$R \delta_i = \sum T_i \alpha_i E_i \Delta_i$$

$$R_0 = \sum E_i \Delta_i,$$

$T_i, \alpha_i, E_i, \Delta_i$ - соответственно температура, коэффициент линейного расширения, модуль упругости и толщина i -го слоя.

В табл.2 приведены значения тангенциальных напряжений, подсчитанных по известному температурному полю опытного образца,

для второй секунды - при охлаждении и четвертой - при нагреве.

Т а б л и ц а 2

Расстояние от поверхнос- ти образца, X, м	Нагрев для 4-ой секунды	Охлаждение для 2-ой секунды
	σ_{θ} , кг/мм ²	σ_{θ} , кг/мм ²
0	- 37,0	+ 33,5
0,002	- 26,0	+ 20,0
0,004	- 1,0	+ 3,1
0 006	+ 23,0	- 15,0

Изменяя условия нагрева-охлаждения образцов, можно устано-
вить зависимость между напряжениями и сопротивлением термической
усталости.

В Ы В О Д Ы

1. Расчетные температурные поля, полученные по проведенной
методике, находятся в хорошем соответствии с определенными экспе-
риментально значениями.

2. Предлагаемая методика позволяет установить количествен-
ную связь между температурными напряжениями и термической стой-
костью материала.

Л и т е р а т у р а

1. А б р а м о в В. В. Остаточные напряжения и деформации, М., Машгиз, 1963.
2. Л ы к о в А. В. Теория теплопроводности, "Высшая шко-
ла", 1967.
3. К а ц А. Д. Теория упругости, М., Гостехиздат, 1956.

О МЕХАНИЗМЕ ВЫХОДА ИЗ СТРОЯ ПРЕСС-ФОРМ
ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ВОЗМОЖНЫХ ПУТЯХ
ПОВЫШЕНИЯ ИХ СТОЙКОСТИ

Пресс-формы для литья под давлением алюминиевых и медных сплавов должны быть, по-видимому, выделены как вид инструмента, работающий в наиболее тяжелых условиях. От всех других типов инструмента они отличаются прежде всего тем, что в процессе работы непрерывно взаимодействуют с расплавами металлов, способных образовывать с железом фазы переменного состава - твердые растворы и различные соединения в широком концентрационном интервале.

В литературе /1/ указывается значительное число марок сталей, предназначенных для изготовления таких пресс-форм. Среди них, наряду с высоколегированными (3Х2В8Ф) и известными их заместителями (4Х8В2), имеется ряд марок, в которых основным легирующим элементом является хром (например, 4Х5МФС). Однако опыт показывает, что несмотря на постоянно возрастающую дефицитность вольфрама сталь 3Х2В8Ф и в настоящее время остается основным материалом ответственных пресс-форм. Между тем современное состояние термической и химико-термической обработки сталей позволяет обеспечить замену этого дорогостоящего материала дешевыми сталями при одновременном значительном повышении стойкости инструмента.

Практически единственный вид химико-термической обработки, более или менее широко применяемый в настоящее время на производстве для повышения стойкости пресс-форм - это азотирование /2/. Однако в данном случае азотирование является паллиативным решением, поскольку механизм разрушения поверхности азотированной пресс-формы такой же, как и неазотированной.

Учитывая сказанное, можно считать очевидной необходимость специального рассмотрения механизма выхода из строя пресс-форм литья под давлением металлов, активно взаимодействующих в расплавленном состоянии с железом-основой материала формы. Механизм процессов, предшествующих выходу формы из строя, представляется нам следующим.

При первых заливках пресс-формы расплавленным металлом (сплавом алюминия или меди) поверхности рабочих частей формы покрываются пленкой окислов железа (по-видимому, в состав пленки входят все три окисла, включая FeO , так как температура расплава всегда выше 560° - эвтектидной точки системы железокислород). Поэтому пленка не отличается плотностью и защитными, присущими окислам железа при температурах ниже $550^{\circ}C$. Присутствие в материале пресс-формы 8% вольфрама, из которых не менее 4% находятся в твердом растворе, также не способствует повышению скалинстойкости материала.

Взаимодействие окисной пленки с заливаемым в форму алюминием сопровождается следующими процессами:

восстановлением окислов железа алюминием; образующиеся при этом частицы корунда, уносимые потоком металла, действуют как дополнительный эродирующий фактор;

эрозией окисной пленки загрязнениями смазки (песок, опилки металла);

смазывающим и восстановительным действием сажи, образующейся при разложении смазки в условиях недостатка кислорода;

механической эрозией окисной пленки потоком заливаемого металла;

растрескиванием пленки в результате действия тепловых.

Из сказанного следует, что, хотя нагрев пресс-формы создает тенденцию к постоянному возобновлению слоя окислов, этот слой не может служить достаточно надежным диффузионным барьером между расплавом и материалом пресс-формы.

Производственный опыт показывает, что основной причиной выхода из строя пресс-форм литья под давлением является не ухудшение качества их поверхности вследствие возникновения сетки разгарных трещин, а взаимодействие расплава с поверхностью формы, заканчивающееся эрозией выступающих частей рабочей поверхности и "прихватыванием" к ним кристаллизующегося расплава.

Нами было произведено металлографическое, микродиаметрическое и рентгеноструктурное исследование места "прихватывания" (диффузионной сварки) материала пресс-формы и силуминового литника. Было установлено следующее:

I. Металлографическое исследование показывает наличие диффузионного (по видимому, эпитированного, т.е. насыщенного алюми-

нием) слоя на поверхности, взаимодействовавшей с силуминовым расплавом, плавное увеличение травимости, наличие строчки крупных карбидов, расположенной параллельно поверхности пресс-формы на постоянном расстоянии от нее - результат оттеснения углерода вглубь при насыщении поверхности алюминием.

2. Измерение микротвердости по глубине описанного слоя показывает, что поверхностной зоне пресс-формы твердость превышает среднюю почти в 3 раза. Поскольку это увеличение твердости нельзя объяснить наклепом, оно, по-видимому, является следствием диффузионного элитирования. Небезынтересно и то, что твердость силумина в непосредственной близости от поверхности контакта также увеличена, т.е. имеет место также и диффузия железа и других компонентов стали в алюминиевый сплав.

3. Фазовый рентгеноструктурный анализ места сварки стали и силумина показывает наличие фаз Fe_2Al_5 (наиболее устойчивый алюминид железа, обычно образующийся при элитировании сталей) и Cr_5Al_8 (наиболее устойчивый алюминид хрома).

Таким образом, можно считать установленным, что эрозии металлическим расплавом предшествует диффузионное насыщение металла пресс-формы алюминием с образованием алюминидов (прежде всего алюминидов хрома, являющегося в стали 3Х2В8Ф наиболее активным алюминидообразователем). Поэтому стойкость материала пресс-формы, по-видимому, может быть значительно повышена созданием на его поверхности слоя фазы, не смачиваемой алюминиевым расплавом и слабо взаимодействующей с ним.

Роль такого покрытия, по-видимому, могли бы сыграть оксидные или металлоподобные фазы, обладающие высокой твердостью, теплостойкостью и малой диффузионной проницаемостью. Оксидирование пресс-форм из стали 3Х2В8Ф широко практикуется на производстве и в настоящее время; однако по причинам, изложенным выше, пленка оксидов железа не может служить долговременной защитой поверхности формы.

Нами было проведено испытание втулок пресс-форм из стали 3Х2В8Ф, подвергнутых диффузионному борированию на глубину 100 мк в порошкообразных и жидких средах. Втулка является наиболее тяжело нагруженной деталью формы: будучи постоянно нагретой до температуры не ниже $500^{\circ}C$, она подвергается эрозионному воздействию потока металла под значительным давлением (до 10-12 кг/см²).

Стойкость этой детали в состоянии стандартной термообработки и оксидирования не превышает 500-1000 прессовок. Обработанные нами втулки после 3600 прессовок оказались пригодными к дальнейшему использованию. Таким образом, борирование может служить действенным методом повышения стойкости пресс-форм, поскольку боридный слой, состоящий из фаз FeB и Fe_2B , не смачивается алюминием и не растворяет его.

Учитывая последнее, необходимо сделать вывод: в случае использования борированной пресс-формы состав материала ее металлической основы существенной роли не играет. Испытанные втулки из стали 3Х2В8Ф не были подвергнуты термической обработке после борирования и, тем не менее, показали весьма высокую стойкость. По влиянию на структуру стали процесс борирования ($950^{\circ}C$, 4-6 часов) может быть приравнен к отжигу; твердость стали 3Х2В8Ф после такой операции практически не отличается от твердости углеродистой инструментальной стали У8. Поэтому высоколегированная сталь в данном случае при определенных условиях (простая форма детали - плоскость, цилиндр, конус, - и равномерно распределенное давление расплава) может быть заменена средне- или высокоуглеродистой.

Проведенные нами исследования показали, что эффект значительного повышения стойкости пресс-формы может быть достигнут также созданием на ее поверхности карбидного слоя, например путем хромирования или хромотитанирования углеродистой стали.

В качестве дополнительной меры, повышающей стойкость поверхности пресс-формы, может быть рекомендовано окисление боридных или карбидных слоев. Образующиеся при этом стойкие окислы (Cr_2O_3 , TiO_2 , B_2O_3) могут служить дополнительным диффузионным барьером, препятствующим взаимодействию расплава с металлом формы.

Л и т е р а т у р а

Г е л л е р Ю. А. Инструментальные стали. Изд.3-е. "Металлургия", 1968.

Н о в и к А. А., К р ы л о в В. И., П е т р и ч е н к о А. А. В сб. "Защитные покрытия на металлах", вып.5, Киев, "Наукова думка", 1971.

Л.Г.Ворошнин, Г.В.Борисенко, Ф.Г.Ловшенко
Г.М.Левченко, Т.А.Проскурина

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ ЖАРСТОЙКИХ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

Поверхностное легирование металлов и сплавов рядом элементов позволяет значительно повысить их сопротивление высокотемпературному окислению.

Анализ данных /1-3 и др./ по механизмам высокотемпературного окисления показывает, что повышение жаростойкости может быть достигнуто введением в сплав элементов со следующими свойствами:

обладающих большей свободной энергией образования окислов, чем основной металл сплава, и обеспечивающих протекание процесса избирательного окисления;

образующих сложные окислы типа шпинели с минимальным параметром решетки;

уменьшающих дефектность решетки окисла;

способных к внутреннему окислению и созданию эффективных диффузионных барьеров;

увеличивающих пластичность окисной пленки и делающих ее способной к самозалечиванию.

Наиболее полно приведенным требованиям отвечает алюминий, хром и кремний.

Целью настоящего исследования являлось изучение влияния параметров химико-термической обработки на жаростойкость алитированных, хромированных и хромосилицированных покрытий.

Исследование выполнено на образцах железа и сталей 08, 45 и У8 с применением методов математического планирования экспериментов.

Алитирование осуществлялось в смеси порошков ферроалюминия (70% Al), окиси алюминия и хлористого аммония. В качестве независимых переменных выбраны: температура насыщения, $^{\circ}C$ (X_1), содержание в смеси $FeAl$, % (X_2) и NH_4Cl , % (X_3) и время обработки, час (X_4). Окись алюминия вводилась в смесь до 100%.

После насыщения образцы испытывались на жаростойкость в ферфоровых, предварительно прокаленных до постоянного веса тиг-

дях в воздушной атмосфере муфельной печи при температуре 1000°C в течение 26 часов.

Параметром оптимизации (Y) являлся привес, отнесенный к единице площади поверхности образца.

План экспериментов (дробная реплика 2^{4-1}), условия их проведения и полученные результаты приведены в таблице 1.

Результаты статистической обработки экспериментальных данных показаны в таблице 2. Рассчитанные для армо-железа и стали У8 линейные модели адекватно представляют локальный участок поверхности отклика (расчетные значения критерия Фишера при 1%-ном уровне значимости меньше табличных).

Величина и знак коэффициентов регрессии линейной модели позволяют оценить влияние исследованных факторов (в пределах их изменения) на скорость окисления.

Жаростойкость алитированных покрытий наиболее сильно зависит от продолжительности насыщения, несколько меньше от содержания в смеси FeAl и практически не зависит от температуры обработки.

Оптимальные условия насыщения определены в результате крутого восхождения по градиентам построенных линейных моделей. Условия проведения экспериментов и полученные результаты приведены в таблице 3.

Лучшие результаты для армо-железа и стали У8 получены в 9-ом опыте крутого восхождения при следующих условиях:

армо-железо	-	$t = 1100^{\circ}\text{C}$;	$\tau = 3$ час;	$\text{FeAl} = 23\%$;
$\text{Al}_2\text{O}_3 = 77\%$;	$\text{NH}_4\text{Cl} = 0,5\%$;			
сталь У8	-	$t = 1100^{\circ}\text{C}$;	$\tau = 3$ час;	$\text{FeAl} = 23\%$;
$\text{Al}_2\text{O}_3 = 77\%$;	$\text{NH}_4\text{Cl} = 1,1\%$.			

Необходимо отметить, что при алитировании в смеси, содержащей более 30% FeAl (температура насыщения $1010-1070^{\circ}\text{C}$), не удалось получить диффузионные покрытия с хорошим качеством поверхности, в связи с чем испытания на жаростойкость образцов, обработанных по режимам 1-7 крутого восхождения, не проходились.

Жаростойкость алитированных сталей исследовалась при температурах 800, 900 и 1000°C в течение 100 часов. Кинетика окисления приведена на рис.1 и удовлетворительно подчиняется параболическому временному закону.

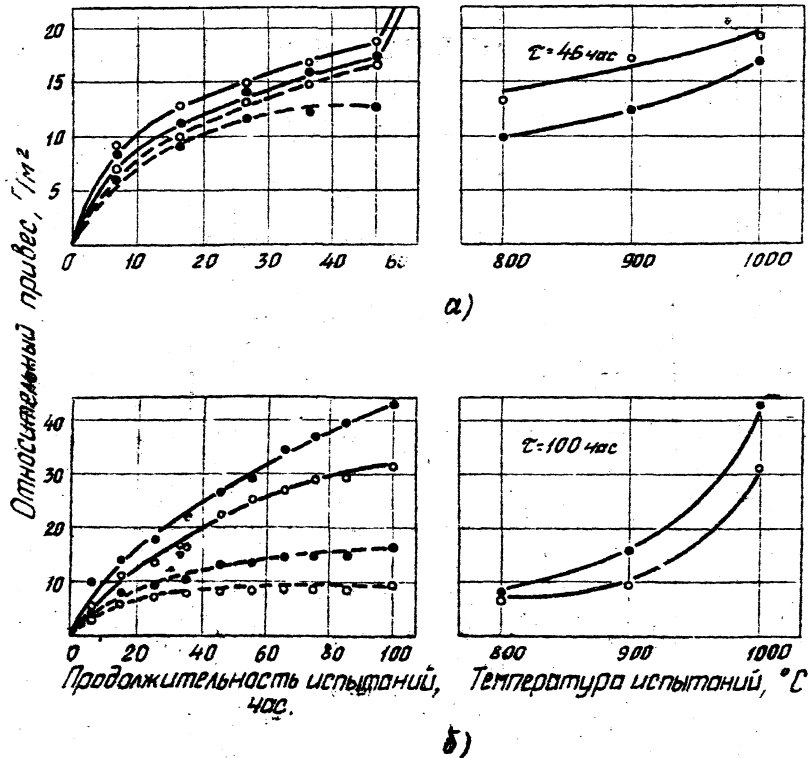


Рис.1. Жаростойкость диффузионных покрытий: а) хромирование; б) алитирование;
 - ○ - армко-железо; - ● - сталь У8; — $t = 1000^\circ\text{C}$; - - - $t = 900^\circ\text{C}$

Т а б л и ц а I

Алтитрование. Матрица планирования и
результаты экспериментов

Факторы		$t, ^\circ\text{C}$	$\text{FeAl},$ %	$\text{NH}_4\text{Cl},$ %	$\tau,$ ч.	Привес, г/м^2 ; $t = 1000^\circ\text{C},$ $\tau = 26 \text{ ч.}$	
К о д	X_0	X_1	X_2	X_3	X_4	У	
Основной уровень (0)		1000	50	2	5		
Интервал варьи- рования (J)		50	10	1	1		
Верхний уровень (+)		1050	60	3	6		
Нижний уровень (-)		950	40	1	4		
Опыты	1	+	-	-	-	4	10
	2	+	+	+	-	13	18
	3	+	+	-	+	19	22
	4	+	+	-	-	12	13
	5	+	-	+	+	14	18
	6	+	-	+	-	32	40
	7	+	-	-	+	26	25
	8	+	+	+	+	19	25
Основной уровень	9	0	0	0	0	19	20
	10(1)	+	-	-	-	5	-
	11(4)	+	+	-	+	-	11
	12(5)	+	-	+	-	-	11
	13(6)	+	-	+	+	-	38
	14(8)	+	+	+	+	15	-
Основной уро- вень	15(9)	0	0	0	0	17	18

Т а б л и ц а 2

Аллитирование. Результаты статистической обработки экспериментальных данных

Материал	b_0	b_1	b_2	b_3	b_4	Δb_i	S_{y_i}	Линейная модуль	$F_{расч.}$	$F_{табл.}$ $F_{0,01}$
Армко-железо	17,4	-1,6	2,1	2,1	4,9	$\pm 2,2$	1,87	$Y=17,4+2,1X_2+2,1X_3+4,9X_4$	20,5	28,71
Сталь У8	21,4	-1,9	3,9	1,1	4,4	$\pm 3,28$	2,76	$Y=21,4+3,9X_2+4,4X_4$	8,8	15,52

Т а б л и ц а 3

Алитирование. Крутое восхождение по градиенту
линейных моделей

Факторы	$t, ^\circ\text{C}$	FeAl, %	NH ₄ Cl, %	τ час, мин	Привес, г/м ² $t=1000^\circ\text{C}; \tau=26\text{ч.}$
К о д	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	У
Армко-железо					
b_i	-1,6	2,1	2,1	4,9	
$b_i \times J$	-80	2,1	2,1	4,9	
Ша г	10	3,0	0,3	40 мин	
I-7 Мысленные опыты	1010-1070	47-29	1,7-0,5	4 час. 20 мин 3 час.	
8 Реализованный опыт	1080	26	0,5	3 час.	15
9 - " -	1090	23	0,5	3 час.	13
10 - " -	1100	20	0,5	3 час.	19
11 - " -	1100	17	0,5	3 час.	16
12 - " -	1100	14	0,5	3 час.	19
Сталь У8					
b_i	-1,9	3,9	1,1	4,4	
$b_i \times J$	-95	39	1,1	4,4	
Ша г	10	3,0	0,1	20 мин	
I-7 Мысленные опыты	1010-1070	47-29	1,9-1,3	4 час. 40 мин 3 час.	
8 Реализованный опыт	1080	26	1,2	3 час.	20
9 - " -	1090	23	1,1	3 час.	18
10 - " -	1100	20	1,0	3 час.	19
11 - " -	1100	17	0,9	3 час.	48
12 - " -	1100	14	0,8	3 час.	53

Т а б л и ц а 4

Хромирование. Результаты статистической обработки экспериментальных данных

Марка стали	b_0	b_1	b_2	b_3	b_4	Δb_i	Линейная модель	$F_{\text{расч.}}$	$F_{0,05}^{\text{табл.}}$
0,8	643,5	-447,4	-85,5	-148,8	33,3	$\pm 56,5$	$y = 643,5 - 447,4x_1 - 85,5x_2 - 148,8x_3$	5,7	6,6
45	591,6	-208,3	-170,1	-291,1	-68,4	$\pm 80,4$	$y = 591,6 - 208,3x_1 - 170,1x_2 - 291,1x_3$	2,2	6,7

Т а б л и ц а 5

Хромирование. Крутое восхождение по градиенту
линейных моделей

Факторы	$t, ^\circ\text{C}$	X75, %	NH ₄ Cl, %	τ , час.	Привес, г/м ² ; $t = 1000^\circ\text{C}$; $\tau = 26$ час.
К о д	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	У
Сталь 08					
b_i	-447,4	-85,5	-148,8	33,3	
$b_i \times J$	-44740	-1281	-297,6	66,3	
Ша г	50	1,5	0,3	0	
Мысленный опыт	II00	71,5	2,3	6	-
Реализованный опыт	II50	73,0	2,6	6	41
- " -	I200	74,5	2,9	6	36
Мысленный опыт	I200	76,0	3,2	6	-
Реализованный опыт	I200	77,5	3,5	6	22
- " -	I200	79,0	3,8	6	19
- " -	I200	80,5	4,1	6	44
- " -	I200	82,0	4,4	6	266
Сталь 45					
b_i	-208,3	-170,1	-291,1	-68,4	
$b_i \times J$	-20830	-2548	-582,2	-136,8	
Ша г	25	3	0,7	0,17	
Реализованный опыт	I075	73	2,7	6,17	20
- " -	II00	76	3,4	6,34	34
- " -	II25	79	4,1	6,51	47
- " -	II50	82	4,8	6,68	75
Мысленный опыт	II75	85	4,8	6,85	-
Реализованный опыт	I200	88	4,8	7,02	90

Жаростойкость аэтированных по оптимальным режимам углеродистых сталей не уступает жаростойкости специальных нержавеющей сталей X18H9T и X25T, вес которых за 26 часов при 1000°C равен соответственно 13,8 и 17,9 г/м².

Хромирование сталей 08 и 45 осуществлялось в порошке феррохрома марки X75 с добавкой Al_2O_3 и NH_4Cl .

Для построения математических моделей поверхности отклика была реализована дробная реплика типа 2⁴⁻¹. Результаты статистической обработки полученных данных приведены в таблице 4.

Для стали 45 линейная модель адекватно представляет результаты опытов при 5%-ном уровне значимости. Линейная модель стали 08 оказалась неадекватной (значимы коэффициенты при эффектах парных взаимодействий X_{13} и X_{23}), однако было принято решение осуществить крутое восхождение по градиенту неадекватной модели.

Режимы насыщения и результаты крутого восхождения приведены в таблице 5. Лучший результат для стали 08 получен в 6-ом, а для стали 45 в 1-ом опыте крутого восхождения.

Оптимальные режимы хромирования следующие:

сталь 08-	$t = 1200^\circ C$;	$\tau = 6$ час.;	X75 = 79%;	$Al_2O_3 = 17,2\%$;
$NH_4Cl = 3,8\%$;				
сталь 45-	$t = 1075^\circ C$;	$\tau = 6$ час.;	X75 = 73%;	$Al_2O_3 = 24,3\%$;
$NH_4Cl = 2,7\%$.				

Кинетика окисленных хромированных сталей удовлетворительно подчиняется параболическому закону (рис. I, а). Большой жаростойкостью обладают карбидные диффузионные покрытия. Покрытия из α - твердого раствора по жаростойкости уступают карбидным.

По аналогичной методике проведено исследование жаростойкости хромосилицированных сталей 08 и 45 (реализована 1/4 реплика типа 2⁵⁻²).

Результаты статистической обработки данных матрицы планирования приведены в таблице 6. Построенные математические модели адекватно описывают участок поверхности отклика (табличные значения F - критерия больше экспериментальных).

Крутое восхождение позволило отыскать следующие оптимальные режимы процесса хромосилицирования (таблица 7):

Т а б л и ц а 6

Хромосилицирование. Результаты статистической обработки экспериментальных данных

Марка стали	b_0	b_1	b_2	b_3	b_4	b_5	Δb_i	Линейная модель	$F_{\text{расч.}}$	$F_{0,05}^{\text{табл.}}$
08	252	-83	-94	-43	-94	-159	$\pm 29,5$	$Y = 252 - 83X_1 - 94X_2 - 43X_3 - 94X_4 - 159X_5$	3,9	19,2
45	116	-66	-50	-36	-50	-76	$\pm 27,0$	$Y = 116 - 66X_1 - 50X_2 - 36X_3 - 50X_4 - 76X_5$	4,8	19,2

Т а б л и ц а 7

Хромосилицирование. Крутое восхождение по градиенту
линейных моделей

Факторы	t, °C	Si, %	X75, %	NH ₄ Cl, %	τ, час	Привес, г/м ² t=1000°C, τ=26час
К о д	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	X ₅	У
Сталь 08						
b_i	-83	-94	-43	-94	-159	
$b_i \times J$	-4150	-188	-645	-188	-318	
Ша г	20	0,85	3,0	0,9	1,5	
Реализованный опыт	I020	5,85	58	3,9	7,5	34
- " -	I040	6,70	61	4,8	9,0	22
- " -	I060	7,55	64	5,4	9,0	110
Мысленный опыт	I080	8,40	67	5,4	9,0	-
Реализованный опыт	II00	9,25	70	5,4	9,0	164
Сталь 45						
b_i	-66	-50	-36	-50	-76	
$b_i \times J$	-3300	-100	-540	-100	-152	
Ша г	20	0,5	3,0	0,6	0,9	
Реализованный опыт	I020	5,5	58	3,6	6,9	20
- " -	I040	6,0	61	4,2	7,8	21
- " -	I060	6,5	64	4,8	8,7	60
Мысленный опыт	I080	7,0	67	5,4	9,6	-
Реализованный опыт	II00	7,5	70	5,4	9,6	54
Мысленный опыт	II20	8,0	73	5,4	9,6	-
Реализованный опыт	II40	8,5	76	5,4	9,6	75

сталь 08 - $t = 1040^{\circ}\text{C}$; $\tau = 9$ час.; $\text{Si} = 6,7\%$;
X75 = 61%; $\text{Al}_2\text{O}_3 = 27,5\%$; $\text{NH}_4\text{Cl} = 4,8\%$;
сталь 45 - $t = 1020^{\circ}\text{C}$; $\tau = 6,9$ час.; $\text{Si} = 5,5\%$;
X75 = 58%; $\text{Al}_2\text{O}_3 = 32,9\%$; $\text{NH}_4\text{Cl} = 3,6\%$.

Таким образом, планирование экспериментов позволило при минимальном количестве опытов проанализировать влияние условий обработки на жаростойкость алитированных, хромированных и хромосилицированных сталей и найти оптимальные режимы насыщения.

Жаростойкость углеродистых сталей, обработанных по приведенным выше оптимальным режимам, не уступает жаростойкости специальных сталей X18H9T и X25T.

Л и т е р а т у р а

1. Архаров В. И. Окисление металлов. Metallurgizdat, М., 1945.

2. Кубашевский О., Гопкинс Б. Окисление металлов и сплавов. Изд-во иностранной литературы, М., 1955.

3. Окисление металлов. Под ред. Ж.Бенара. Metallurgia, М., 1968.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НИТРОЦЕМЕНТИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ

В настоящей работе исследовалось влияние микроструктуры нитроцементированных сталей 20ХНР, 25ХГТ, 25ХГМ на усталостную прочность. Нитроцементация проводилась в безмуфельном агрегате при температуре $860 \pm 10^\circ\text{C}$ при различном темпе толкания с последующей закалкой от 800°C в масле марки МС-2С при температуре $170 \pm 20^\circ$ и отпуском $180 \pm 10^\circ\text{C}$ в течение 6 часов.

Глубина нитроцементированного слоя составляла 0,55; 0,80; 1,10 мм. Независимо от глубины нитроцементированного слоя исследуемые стали имели аустенитно-мартенситную микроструктуру с различным количеством остаточного аустенита. Наибольшее количество остаточного аустенита находилось на некотором расстоянии от поверхности.

В отдельных партиях в нитроцементированном слое имелись карбонитридная фаза и троостит. Микроструктура сердцевины сталей 20 ХНР, 25ХГТ - малоуглеродистый мартенсит, а у стали 25 ХГМ обнаружено некоторое количество феррита /не более 10%/. При глубине 0,55 мм количество остаточного аустенита в нитроцементированном слое составило 54-64%, при глубине 0,80-1,10 мм оно изменялось незначительно и составляет 56-75%. Максимальное количество остаточного аустенита наблюдалось в нитроцементированном слое стали 25ХГМ, минимальное - стали 20ХНР.

Несмотря на значительное количество остаточного аустенита микротвердость нитроцементированного слоя была высокой и находилась в пределах 824-894 Н_μ. Наличие остаточного аустенита в количестве 54-75% при сохранении высокой микротвердости нитроцементированного слоя не снизило предел выносливости.

В табл. I приводятся данные по величине предела выносливости в зависимости от количества остаточного аустенита при неизменяющейся глубине нитроцементированного слоя.

Таблица I

Глубина слоя, мм	20ХНР		25ХГМ		25ХГТ	
	к-во О.А., %	$\sigma_{1,2}$ кг/мм ²	к-во О.А., %	$\sigma_{1,2}$ кг/мм ²	к-во О.А., %	$\sigma_{1,2}$ кг/мм ²
0,80	56	105	75	105	55	97,5
0,80	65	105	70	103,5	65	97,5
1,10	48	III	-	-	60	94,5
1,10	55	108,75	-	-	75	97,5

Обработка холодом при -60°C вызывала уменьшение количества остаточного аустенита, но при этом предел выносливости также уменьшался. В таблице 2 приводятся данные величины предела выносливости образцов, испытанных до и после обработки холодом.

Таблица 2

Марка стали	Предел выносливости, кг/мм ²		Уменьшение предела вы- носливости, %	Твердость, HRC		% остаточ- но аустенита	
	до обра- ботки хо- лодом	после об- работки холодом		до обра- ботки холодом	после обра- ботки холо- дом	до обра- ботки хо- лодом	после обра- ботки хо- лодом
20ХНР	106	98	8	58-59	61-62	48	25
25ХГТ	96	81	16	58-59	62-63	66	40
25ХГМ	104	90	14	59-60	62-63	75	43

После обработки холодом твердость нитроцементированного слоя увеличивалась на 3-4 единицы HRC.

Можно предположить, что увеличение твердости нитроцементированного слоя за счет распада остаточного аустенита, приводя к уменьшению количества пластической составляющей /аустенит/ в слое, затрудняет протекание в нем пластической деформации, способствует ускорению разрушения. Троостит в нитроцементированном слое располагается на различной глубине по границам зерен или в виде

сплошной полосы. При глубине залегания троостита до 0,03 мм в виде тонкой разорванной сетки сохраняется высокая твердость нитроцементированного слоя и величина предела выносливости не изменяется. Троостит, расположенный на глубине 0,07 мм от поверхности, понижает, например, для стали 20ХНР предел выносливости со 105 кг/мм² до 90 кг/мм². Карбонитридная фаза в нитроцементированном слое находится в сочетании с аустенитно-мартенситной структурой и имеется в большинстве случаев при глубине нитроцементированного слоя свыше 0,80 мм.

Наиболее часто встречаются отдельные карбонитриды, которые не оказывают влияния на величину предела выносливости. Карбонитриды клиновидной формы при их расположении на глубину 0,1 мм понижают предел выносливости для стали 25ХГМ на 12% - со 105 до 90 мм². Карбонитриды кустообразной формы в сочетании с трооститом для стали 25ХГМ вызывают понижение микротвердости до $H_{50} = 572$ /вместо $H_{50} = 824 - 894/$, приводят к уменьшению предела выносливости до 30% (со 105 до 73 кг/мм²). Наличие в сердцевине феррита до 7-10% вызывает понижение предела выносливости до 10% (со 105 до 95 кг/мм²).

В ы в о д ы

1. Увеличение глубины распространения зоны аустенита не оказывает влияния на предел выносливости.

2. Повышенное количество остаточного аустенита в пределах 54-75% не уменьшает предел выносливости при условии высокой твердости нитроцементированного слоя.

3. Влияние карбонитридной фазы на предел выносливости зависит от формы и характера ее распределения, отдельные разрозненные включения карбонитридов не влияют на предел выносливости, карбонитридная фаза клиновидной и кустообразной формы в сочетании с трооститом понижает его.

4. Наличие троостита на глубине до 0,03 мм от поверхности в виде тонкой разорванной сетки по границам зерен при условии сохранения высокой твердости не влияет на предел выносливости, однако при большой глубине приводит к его понижению.

5. Феррит в сердцевине в количестве 7-10% понижает предел

выносливости на 10%.

6. Уменьшение остаточного аустенита обработкой холодом для деталей, работающих в условиях знакопеременных нагрузок, приводит к понижению предела выносливости.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСА БОРИРОВАННОЙ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ

Настоящая работа посвящена изучению поведения стали 3Х2В8Ф, в том числе и борированной, в процессе лабораторных испытаний на износ. Экспериментальная установка обеспечивала при нормальных усилиях на образец удельные давления соответственно I,65; 2,5; 3,35 кг/мм².

Схема испытаний и установки описаны в литературе. Испытания проводились при 400 оборотах в минуту ролика, изготовленного из быстрорежущей стали Р18. Исходная температура образцов — комнатная. Изменения температуры в процессе испытаний фиксировались с помощью термометра, зачеканенной в боковую грань образца на расстоянии 3 мм от поверхности трения.

Борирование проводилось в порошковой смеси на основе карбида бора при температуре 950°C в течение 10 часов. Глубина боридного слоя при этом достигала 50 мк при твердости у поверхности 1300–1400 кг/мм². Борированные и контрольные образцы подвергались закалке /1080°C/ и отпуску /600°C, 1 час/.

В верхней части рис. I представлены кривые распределения твердости вблизи поверхности износа после испытаний в течение 30 мин. Положение поверхности износа после испытаний указано цифрами:

- I — при нормальном усилии 50 кг;
- II — при нормальном усилии 75 кг;
- III — при нормальном усилии 100 кг.

Им соответствуют кривые распределения твердости Ia, 2a, 3a, которые свидетельствуют о том, что у поверхности трения вследствие пластической деформации появляется зона упрочнения, глубина которой / а в некоторой мере и уровень упрочнения / зависит от нормального давления. Вслед за этой зоной лежит зона разупрочнения, протяженность которой также возрастает с увеличением давления.

Зона разупрочнения возникает в результате термического воздействия в очаге трения. Отсутствие упрочнения здесь свидетельствует об отсутствии пластической деформации. Таким образом, о

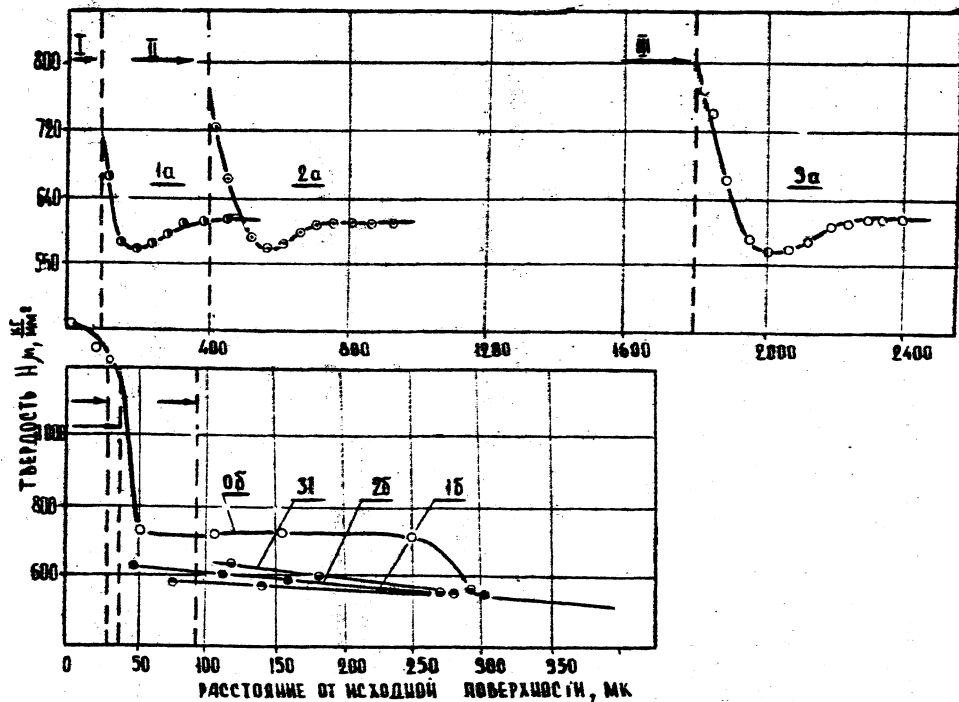


Рис. I. Распределение твердости вблизи поверхности износа борированных /б/ и контрольных /а/ образцов стали 3X2B80 при нормальном усилии 50 /1/, 76 /2/ и 100 /3/ кг; I, II, III - соответствующие им поверхности износа

глубине слоя, пластически деформированного в процессе износа, можно судить по глубине упрочненной зоны. Глубина же поверхностного слоя, имеющего твердость, отличную от исходной, определяет суммарную зону механико-термического воздействия в процессе износа.

Борирование стали, изменяя исходную структуру поверхностного слоя, изменяет также и поведение стали в процессе износа. В нижней части рис.1 показано исходное распределение твердости /Об / в борированном образце. Так же, как и в предыдущем случае, цифрами I, II, III показаны изменения поверхности трения при различных значениях нормального усилия. Им соответствуют графики изменения твердости вблизи поверхности износа. Измерения твердости в непосредственной близости к поверхности износа не представляются возможными, так как остатки боридного слоя не позволяют получить надежных результатов. Измерения, произведенные на последующих участках зоны воздействия, показывают существенное отличие от распределения твердости в контрольных образцах. При наличии некоторого снижения твердости по сравнению с исходной на всем протяжении этой зоны отмечается почти неизменная твердость, практически независимая от нормального давления.

Даже в случае, когда линейный износ превышает глубину боридного слоя /как, например, в случае III/, в поверхности трения все еще сохраняются боридные участки, которые позволяют образцу сохранять повышенное сопротивление истиранию в течение длительного времени. В подтверждение этого на рис.2 /I/ приведены результаты испытаний на износ исследуемой стали после борирования /Iб, 2б, 3б/ и контрольные - после термообработки /2а, 2а, 2а/, полученные при различных давлениях. Они свидетельствуют о многократном повышении сопротивления истиранию в результате борирования. Это объясняется также и изменением температурных условий износа /рис.2, II/.

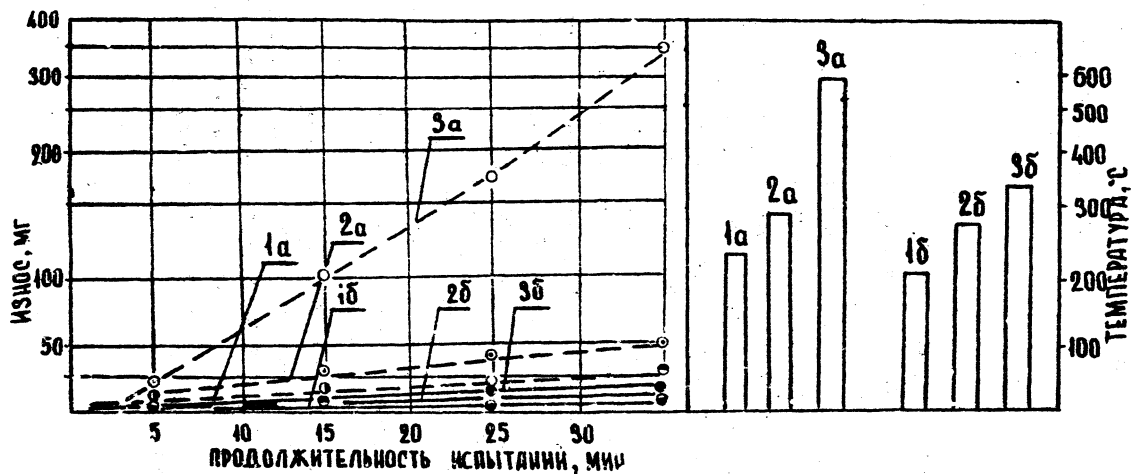


Рис.2. Износ /I/ и температура /II/ борированных /б/ и контрольных /а/ образцов стали 3Х2В8Ф при нормальном усилии 50 /1/, 75 /2/ и 100 /3/ кг

В ы в о д ы

1. Свойства поверхностного слоя штамповой стали 3Х2В8Ф в значительной мере определяются условиями износа.
2. Вблизи поверхности износа отмечается формирование зоны воздействия, состоящей из участков упрочнения и разупрочнения.
3. Борирование штамповой стали существенно изменяет условия и характер износа, а также свойства материала в зоне воздействия.
4. При этом сопротивление штамповой стали истиранию многократно повышается.

ЗАКАЛКА СТАЛИ В ВЫБРОПСЕВДООЖИЖЕННОМ СЛОЕ

Многообразие применяемых марок сталей, изделия из которых подвергаются закалке, предъявляет все новые требования к закалочным средам. Поэтому поиски, разработки и исследования новых закалочных сред, определение границ их применения имеют важное значение в деле технического прогресса промышленности.

Изучение влияния охлаждающей способности закалочных сред на структуру и свойства сплавов представляет и значительный теоретический интерес, позволяя дополнить теорию фазовых превращений в стали новыми данными.

В практике термической обработки наиболее применимы в качестве закалочных сред вода, растворы на ее основе и минеральные масла.

Вода и ее растворы обладают высокой охлаждающей способностью, однако им свойственно слишком быстрое охлаждение в области низких температур ($300-150^{\circ}\text{C}$) и, главное, резкое изменение охлаждающей способности в зависимости от температуры охлаждаемого изделия из-за изменения агрегатного состояния среды в процессе охлаждения в ней изделий. Коэффициент теплообмена α в воде при температуре охлаждаемого изделия 800°C равен 2000; при $400^{\circ}\text{C}-4000$; при $250^{\circ}\text{C} - 19000$; при $100^{\circ}\text{C} - 3000$ ккал/м²·час·°C.

Минеральные масла обладают меньшей скоростью охлаждения, во и их охлаждающая способность резко меняется в процессе охлаждения изделий в нем. Так, при температуре охлаждаемого изделия 800°C $\alpha = 500$; при $400^{\circ}\text{C} - 2500$; при $250^{\circ}\text{C} - 650$; при $100^{\circ}\text{C} - 370$ ккал/м²·час·°C.

В интервале мартенситного превращения в сталях, где желательное медленное охлаждение, жидкие закалочные среды обладают максимальной охлаждающей способностью. Это приводит к образованию в закалываемых изделиях больших структурных и термических напряжений.

В качестве новой закалочной среды регулируемой охлаждающей способностью в последнее время нашел применение псевдооживленный газом (кипящий) слой порошкообразных и зернистых материалов (песок,

кварц, корунд и пр.) /2,3/.

Недостатком кипящего слоя как закалочной среды является его невысокая охлаждающая способность.

Максимальное значение коэффициента теплоотдачи в кипящем слое находится в верхнем температурном интервале охлаждения при закалке и составляет $600-620 \text{ ккал/м}^2 \cdot \text{час} \cdot ^\circ\text{C}$, что недостаточно для закалки изделий из большинства конструкционных марок сталей /4,5/.

Вторым фактором, противодействующим широкому использованию кипящего слоя в качестве закалочной среды, является осаждение твердой фазы кипящего слоя на поверхностях деталей, имеющих значительную горизонтальную составляющую (детали с впадинами, отверстиями и т.д.). Осевшие частицы твердой фазы выполняют роль теплоизоляции, и покрытая ими поверхность остается незакаленной.

Этих недостатков в значительной мере лишен так называемый вибропсевдооживленный, т.е. псевдооживленный с помощью вибрации слой (виброслой), где интенсивное перемешивание частиц достигается вибрированием засыпки. Слой дисперсного материала (песок, корунд и пр.) загружается в сосуд, которому сообщается колебательное движение по вертикали. Частицы во время колебаний в определенные промежутки времени отрываются от дна сосуда, куда устремляется находящийся в межзеренном пространстве воздух.

Внутри слоя образуются вихри частиц и газа, создается интенсивное хаотичное движение частиц. Однородная охлаждающая среда получается при условии, когда ускорение движения частиц, получаемое от вибрации, в 2-3 раза больше ускорения силы тяжести.

Исследование коэффициента теплообмена виброслоя с металлом в интервале температур от 850 до 100°C показало, что виброслой по сравнению с кипящим слоем обладает повышенной охлаждающей способностью; коэффициент теплообмена в нем достигает $1150 \text{ ккал/м}^2 \cdot \text{час} \cdot ^\circ\text{C}$.

Обладая охлаждающей способностью, близкой к маслу, виброслой сохраняет преимущества кипящего слоя: линейную зависимость коэффициента теплообмена от температуры охлаждаемого изделия, возможность регулирования охлаждения в нем за счет изменения параметров вибрации (частоты и амплитуды колебания) и характеристик охлаждаемого материала.

Линейная зависимость коэффициента теплообмена при охлажде-

нии в вибростое позволяет с достаточной точностью и быстротой производить тепловые расчеты закалки в нем изделий.

Как известно, расчетная формула для определения времени охлаждения до заданной температуры имеет вид:

$$\tau = \frac{W \cdot d \cdot c}{\alpha \cdot f} \ln \frac{t' - t_{\text{ср}}}{t'' - t_{\text{ср}}}, \quad (6)$$

где τ - время охлаждения тела от температуры t' до t'' ;
 t' - температура тела в начале охлаждения;
 t'' - то же, в конце охлаждения;
 $t_{\text{ср}}$ - температура охлаждающей среды;
 W - объем охлаждаемого тела;
 d - удельный вес тела;
 c - удельная теплоемкость тела;
 α - коэффициент теплоотдачи охлаждаемой среды.

При пользовании этой формулой следует допускать, что коэффициент теплоотдачи α постоянен в данном температурном интервале.

В случае охлаждения в масле (тем более в воде) зависимость коэффициента теплоотдачи от температуры охлаждаемого изделия становится очень резкой в связи с изменениями агрегатного состояния закалочной среды. Поэтому усреднять величину коэффициента теплоотдачи в широком температурном интервале нельзя.

Этот интервал приходится делить по температурной шкале на множество участков, в пределах которых коэффициент теплоотдачи можно усреднять без большой погрешности. Однако дробление температурного интервала делает расчеты громоздкими, что приводит к увеличению суммарной погрешности.

В случае охлаждения в вибростое имеет место линейная зависимость коэффициента теплоотдачи от температуры изделия, и коэффициент теплоотдачи изменяется незначительно. Так, для вибростоя песка с диаметром частиц 200 мкм при частоте колебаний

$f = 24$ герц и амплитуде $A = 3,0-3,5$ мм он изменяется от 650 ккал/м²·час·°C при 850°C до 500 ккал/м²·час·°C при 100°C.

Следовательно, для расчета времени охлаждения при закалке

изделий в виброслое можно брать среднее значение коэффициента теплообмена для всего интервала охлаждения. Для подтверждения этого производился расчет времени, необходимого для охлаждения цилиндрических образцов в интервале температур от 800 до 100°С¹. По полученным данным построены расчетные кривые охлаждения в виброслое и в масле (рис. I).

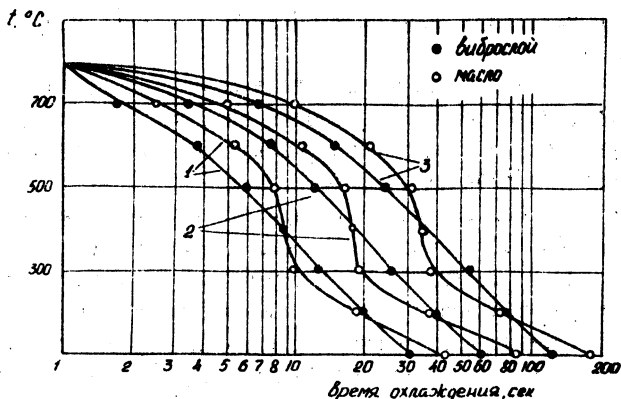


Рис. I. Расчетные кривые охлаждения в виброслое песка марки КО2 и масле стальных образцов различных диаметров: 1 — диаметр 10 мм; 2 — диаметр 20 мм; 3 — диаметр 40 мм

Как видно из рис. I, рассчитанное время охлаждения в виброслое образца диаметром 10 мм от 800 до 100°С с дроблением температурного интервала на 100°С каждые, равно 30 сек. Рассчитанное по той же формуле при среднем значении коэффициента теплообмена $\alpha = 540$ ккал/м² час °С, время охлаждения $\tau = 31,08$ сек.

При охлаждении в масле усреднение коэффициента теплообмена в том же интервале охлаждения до $\alpha = 1000$ время охлаждения составит 17 сек, вместо 44 сек.

Приведенные расчетные кривые охлаждения находятся в хорошем соответствии с характеристическими кривыми охлаждения для этих сред, приведенными в работах [4, 5]. Охлаждение в виброслое

¹Высота образцов равнялась трем диаметрам

происходит равномерно во всем интервале температур, охлаждение же в масле до 500°C идет медленнее, чем в виброслое, затем резко возрастает, а ниже 150°C скорость охлаждения в виброслое выше, чем в масле.

Результаты закалки образцов и деталей из сталей, калящихся на масле, подтвердили, что вибропсевдоожиженный слой может быть использован как закалочная среда, близкая по охлаждающей способности к маслу /7/.

Большой интерес представляют проведенные исследования по влиянию закалки в виброслое образцов из цементированной стали 18Х2Н4ВА /8-10/.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о значительном повышении механических свойств деталей при закалке их в виброслое: твердость цементированной поверхности образцов после закалки в виброслое на 1-2 единицы HRC выше, чем при закалке в масле; предел прочности при растяжении, относительное удлинение, сужение и ударная вязкость образцов после закалки в виброслое выше, чем эти же характеристики после закалки в масле.

Микроструктурный анализ цементированных образцов из стали 18Х2Н4ВА, закаленных в виброслое, показал, что в этом случае дисперсность структурных составляющих выше, чем при закалке в масле. Рентгеноструктурным исследованием этих же образцов установлено, что уровень напряжений сжатия, глубина их распространения, а также напряжения II рода в образцах, закаленных в виброслое, значительно выше, чем у закаленных в масле /8,10/.

Положительное влияние закалки в виброслое на структуру и свойства цементированной стали 18Х2Н4ВА позволили применить виброслой в качестве закалочной среды для закалки тяжело нагруженных зубчатых колес.

Сравнительные стендовые испытания шестерен из стали 18Х2Н4ВА, закаленных в масле и виброслое, показали значительное повышение усталостной прочности зубьев шестерен, закаленных в виброслое.

Л и т е р а т у р а

1. П е т р а ш Л. В. Закалочные среды. Машигиз, М., 1959.
2. В а р ы г и н н. Н. МИТОМ, № 6, 1961.
3. А н т и ф е е в В. А. и др. "Вестник машиностроения", № 5, 1966.
4. В а с и л ь е в Л. А. и др. В сб. "Новое в технологии машиностроения", ч.П, НИЦ МТЗ, Минск, 1967.
5. К а л ь т м а н И. И. , В а с и л ь е в Л. А. и др. Труды СКБ-3 Минавтопрома, вып. I, 1967.
6. Н е м ч и н с к и й А. Л. Тепловые расчеты термической обработки. Судпромгиз, М., 1955.
7. Т а м а р и н А. И. , К а л ь т м а н И. И. , В а с и л ь е в Л. А. МИТОМ, № 3, 1968.
8. В а с и л ь е в Л. А. , Т о ф п е н е ц Р. Л. "Изв. АН БССР", № 3, 1970.
9. В а с и л ь е в Л. А. , В а с и л ь е в а Л. А. МИТОМ, № 7, 1972.
10. В а с и л ь е в Л. А. МИТОМ, № 2, 1973.

В.Г.Пермяков, В.Ф.Лоскутов, В.Ф.Лабунец,
И.Х.Труш, В.Н.Писаренко, Ю.Е.Яковчук

НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА И ТЕРМООБРАБОТКА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, БОРИРОВАННЫХ В ТЕХНИЧЕСКОМ КАРБИДЕ БОРА

Процесс борирования стали в техническом карбиде бора крайне прост с технологической точки зрения, не требует дорогостоящего оборудования и в последнее время находит широкое применение в промышленности. Особенностью насыщения стали в порошкообразных смесях является сравнительно низкая активность процесса, благодаря чему на поверхности борированных изделий в основном образуется фаза Fe_2B . Литературные данные о влиянии борирования в техническом карбиде бора на свойства сталей немногочисленны, что и побудило выполнить настоящее исследование.

В данной работе были определены коррозионная стойкость, износостойкость и окалиностойкость сталей 20, 45, У8 и У12 после их борирования в техническом карбиде бора при температуре $950^{\circ}C$ в течение 4 часов. В зависимости от содержания углерода в стали глубина борированного слоя составляла $0,12 \pm 0,17$ мм.

С целью определения коррозионной стойкости борированной стали испытания велись в ряде агрессивных сред при комнатной температуре в условиях естественной аэрации по методике, описанной в работе /1/.

О коррозионной стойкости образцов судили по их внешнему виду и потере в весе, по которой находили весовой показатель коррозии. Для сравнения коррозионной стойкости борированных сталей с неборированными такую же серию испытаний проводили и на улучшенных образцах сталей, не подвергавшихся борированию. Результаты коррозионных испытаний стали 45 приведены в таблице I.

Т а б л и ц а I

Обработка поверхности	Коррозионная среда	Время выдержки, час	Весовой показатель коррозии, г/м ² . час
Улучшение Борирование	H ₂ O	168	0,015 0,0071
Улучшение Борирование	3% NaCl	90	0,115 0,0084
Улучшение Борирование	10% Na ₂ CO ₃	480	0,00152 0,000884
Улучшение Борирование	30% KOH	480	0,0041 0,001403
Улучшение Борирование	0,1н р-р HNO ₃	24	12,67 1,92
Улучшение Борирование	0,1н р-р H ₂ SO ₄	24	9,2 0,525

Как видно из приведенных данных, борирование стали в техническом карбиде бора приводит к значительному повышению коррозионной стойкости в воде и водных растворах соли, соды, щелочи и кислот. Это можно объяснить высокими антикоррозионными свойствами образовавшегося на поверхности борированных образцов плотного слоя

Fe₂B. Следует заметить, что в растворе щелочи и особенно в кислотах сталь корродирует значительно интенсивнее, чем в воде и растворе соды. Результаты испытаний на износостойкость борированных и улучшенных сталей приведены в таблице 2.

Т а б л и ц а 2

Вид обработки образцов	Марка стали					
	Сталь 20	сталь 20X	сталь 45	сталь У8	сталь У12	сталь ШХ-15
	Весовая скорость износа, г/м ² . час					
Улучшение	13,9	12,1	10,4	9,6	7,2	4,6
Борирование	0,84	0,72	0,65	0,40	0,61	0,43

Как видно из приведенных данных, борирование всех исследованных марок сталей приводит к существенному повышению износостойкости. Абсолютные величины износа всех марок стали после борирования близки между собой, но значительно меньше величины износа улучшенных сталей. Легирование стали хромом, который растворяется в фазе Fe_2B , способствует повышению твердости слоя. Поэтому износостойкость борированных образцов сталей, легированных хромом, выше износостойкости углеродистых сталей (при одинаковом содержании углерода в сравниваемых сталях).

Изучение окислительности показало, что в процессе изотермической выдержки в интервале температур 750–800°C скорость окисления борированной поверхности невелика. Повышение температуры изотермической выдержки до 900+950°C приводит к значительному окислению борированной поверхности уже в первые 5 минут.

На рис. I показана кинетика окисления борированной поверхности стали 45 в течение 1 часа при различных температурах.

Методами высокотемпературной металлографии и высокотемпературной рентгенографии было показано, что:

1) при температурах изотермической выдержки 750+800°C на поверхности изделий возникает тонкий слой окислов, в состав которых входит борный ангидрид;

2) при повышении температуры изотермической выдержки на поверхности борированных изделий образуется пленка, состоящая из окислов железа;

3) в процессе окисления плотный слой разделяется на отдельные иглы, по границам которых происходит интенсивное окисление,

Т.е. диффузия кислорода происходит по границам игл.

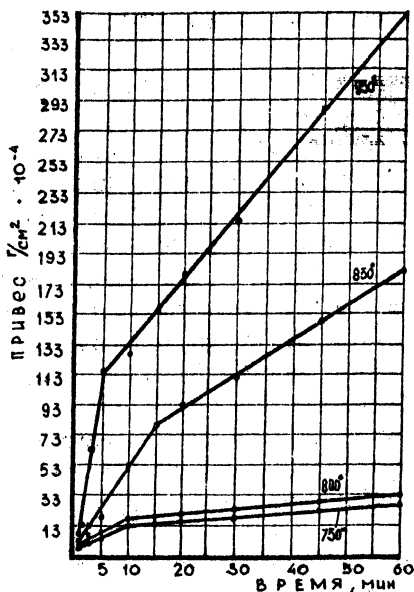


Рис. I. Зависимость привеса борированных образцов стали 45 в процессе окисления от времени выдержки при различных температурах

Результаты проведенных исследований показывают, что содержание углерода в стали не оказывает существенного влияния на коррозионную стойкость, износостойкость и окислостойкость борированных углеродистых сталей. Это подтверждает литературные данные о том, что углерод практически не растворяется в боридах.

Анализ имеющихся литературных данных позволяет утверждать, что возникновение дефектов в результате термообработки борированных деталей обусловлено неправильным выбором ее режима и метода.

В связи с этим нами было проведено исследование, целью которого являлось изучение влияния поверхностной термообработки

токама высокой частоты на износостойкость борированной стали 45 в условиях сухого трения скольжения.

Оценка результатов термообработки борированной стали проводилась по следующим признакам:

- 1) структуре диффузионных слоев, переходной зоны и сердцевины;
- 2) микротвердости диффузионных слоев, их фаз, переходной зоны и сердцевины;
- 3) склонности к образованию микротрещин.

Поверхностная термообработка борированной стали 45 проводилась на установке конструкции авторов работы /2/.

В зависимости от величины подводимой удельной мощности и времени нагрева в значительной степени изменяется глубина термообработанного слоя. В связи с этим для наиболее оптимального режима электротермообработки борированной стали 45 были выбраны следующие параметры: время нагрева 8 сек; скорость нагрева 150 град/сек; охлаждение в воде.

При электротермообработке по данному режиму глубина термообработанной зоны составляла 1,5 мм. Переходная зона имела структуру мартенсита с участками троостита. Структура сердцевины включала перлит и феррит.

Исследование микроструктуры боридных фаз после термообработки борированной стали при поверхностном нагреве токами высокой частоты показало, что это не вызывало каких-либо видимых изменений в их структуре, микротвердость фаз не изменилась. Микротвердость переходной зоны вблизи боридного слоя составляла 800-820 кг/мм², а сердцевины - 180-200 кг/мм².

Борированные и термообработанные образцы из стали 45 испытывались на трение и изнашивание на машине трения /3/, в широком диапазоне скоростей скольжения от 0,05 до 5,0 м/сек при постоянной удельной нагрузке 10 кг/см². Образцы имели форму колец с торцевыми рабочими поверхностями. В качестве контртела использованы образцы из металлокерамического твердого сплава ВК-2. В процессе трения и изнашивания замерялись количественные характеристики трения (сила трения, износ, температура), которые подтверждались качественным металловедческим анализом.

В таблице 3 приведены результаты испытания на трение и изнашивание борированных образцов из стали 45 с последующей поверхност-

ной термообработкой. Для сравнения показаны результаты испытания в аналогичных условиях трения борированной стали 45 без термообработки.

Т а б л и ц а 3

Способ упроч- нения	Коэффициент трения						Приведенный износ, мк/км					
	скорость скольжения, м/сек											
	0,05	0,1	0,5	1	3	5	0,05	0,1	0,5	1	3	5
Бори- рова- ние	1,1	1,06	0,8	0,55	0,32	0,25	49	40	8	3,5	2	1
Бори- рова- ние + термо- обра- ботка	1,04	1,0	0,48	0,3	0,2	0,19	23	12	3	1,8	1	0,2

Анализ полученных данных показывает, что износостойкость борированной и термообработанной стали, также как и борированной, /4/ зависит от скорости скольжения. Однако износостойкость борированной стали с последующей поверхностной термообработкой в 2-5 раз выше по сравнению с борированной. Это связано, по-видимому, с тем, что поверхностная термообработка борированной стали повышает твердость и прочность материала подложки (переходной зоны), а также способствует увеличению связи диффузионного слоя с основным металлом.

Л и т е р а т у р а

1. Белозцкий А. В. , Лоскутов В. Ф. , Чермяков В. Г. , Погребова И. С. В сб. "Технология и организация производства", № 1, 1971.
2. Голетто Н. Н. , Лабунец В. Ф. В сб. "За-

щитные покрытия на металлах", вып.5, "Наукова думка", Киев, 1970.

3. Г о л е т о Н. Н. , Л а б у н е ц В. Ф. , М е л ь -
н и к Л. В. В сб. "Вопросы повышения надежности и долговечнос-
ти деталей и узлов авиационной техники", вып.1, изд. "Книга"
Киевский ин-т гражд. авиации, Киев, 1969.

4. Г о л е т о Н. Н. , Э п и к А. П. , Д е р -
к а ч В. Д. , Л а б у н е ц В. Ф. В сб. "Защитные покры-
тия на металлах", вып.5, "Наукова думка", Киев, 1971.

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

металлокерамические материалы, используемые в качестве фрикционных и антифрикционных композиций, успешно заменяют литые металлы и сплавы (бронзы, баббиты, чугуны и т.п.) при работе в условиях смазки и всухую, в агрессивных средах и при абразивном изнашивании.

Особенностью этих материалов, обусловленной способом производства, является пористость, оказывающая решающее влияние на механические, физические и химические свойства металлокерамики.

В настоящей работе излагаются экспериментальные исследования, в которых изучалось влияние пористости на абразивный износ меди и железа (первая серия), а также на износ железа при трении по чугуну в условиях капельной смазки (вторая серия).

В первой серии опытов из брикетов, спрессованных до различной плотности, вырезались образцы в форме цилиндрической втулки и торцевой поверхностью истирались по абразивной шайбе, помещенной в бензол¹. Скорость трения во всех опытах равнялась 0,1 м/сек, а его площадь и путь - 2 см² и 258 см соответственно. Износ определялся на аналитических весах с точностью до 0,1 мг.

Испытание проводилось на образцах из пористого железа марки ПЖ2М, пористой меди марки МПС-1, компактной меди марки М1 и компактной стали марки Ст.40. Материал абразива КВ5МЭК.

Брикеты, из которых вырезались образцы, изготовлялись двусторонним прессованием до расчетной плотности и затем спекались в атмосфере диссоциированного аммиака: железо - при температуре 1150°С в течение 2 часов, медь - при температуре 900°С - 3 часа.

Результаты опытов приведены на рис.1 и 2. Из них следует, что абразивный износ металлокерамической меди и железа пропорционален давлению, пути трения и сложным образом зависит от пористости. Характерно, что при 10% железа пористая медь изнашивается несколько меньше компактной.

Во второй серии опытов образцы изготовлялись двусторонним

¹Такая методика позволяла одновременно измерять теплоту трения

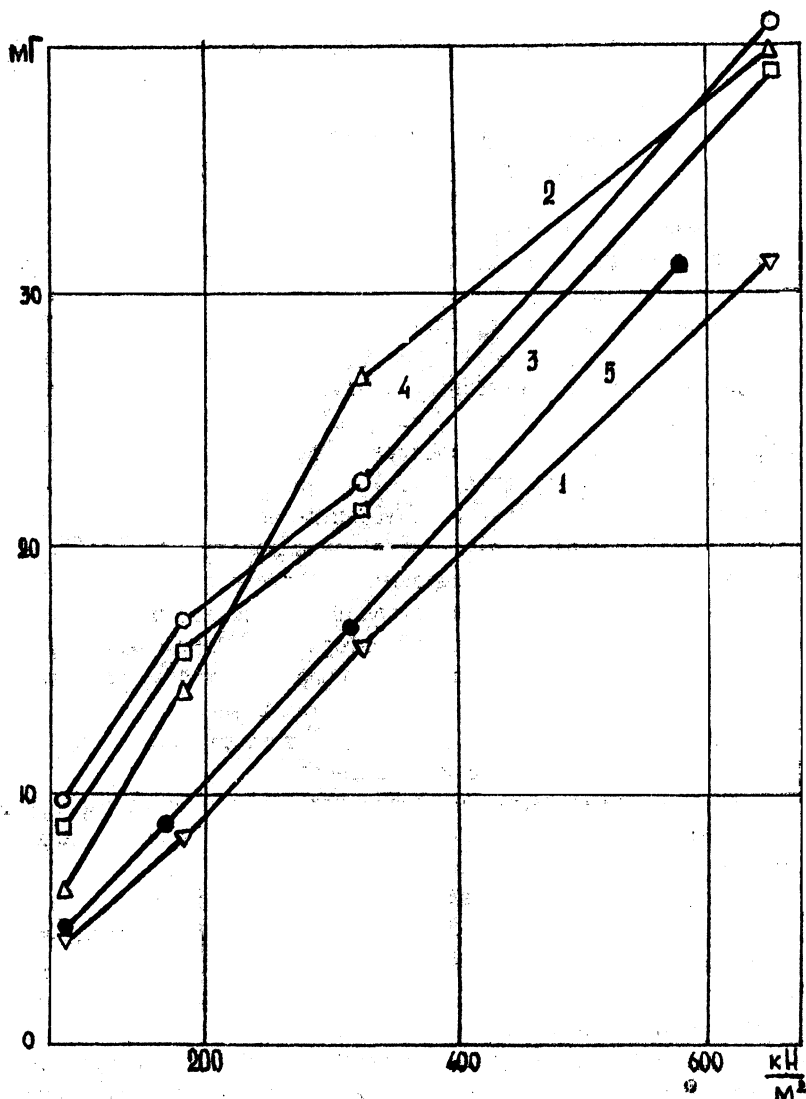


Рис. I. Зависимость абразивного износа металлокерамической меди марки МПС-1 от нормального давления (скорость трения 0,1 м/сек): 1 - пористость 10%; 2 - пористость 20%; 3 - пористость 26%; 4 - пористость 36%; 5 - компактная медь марки М1

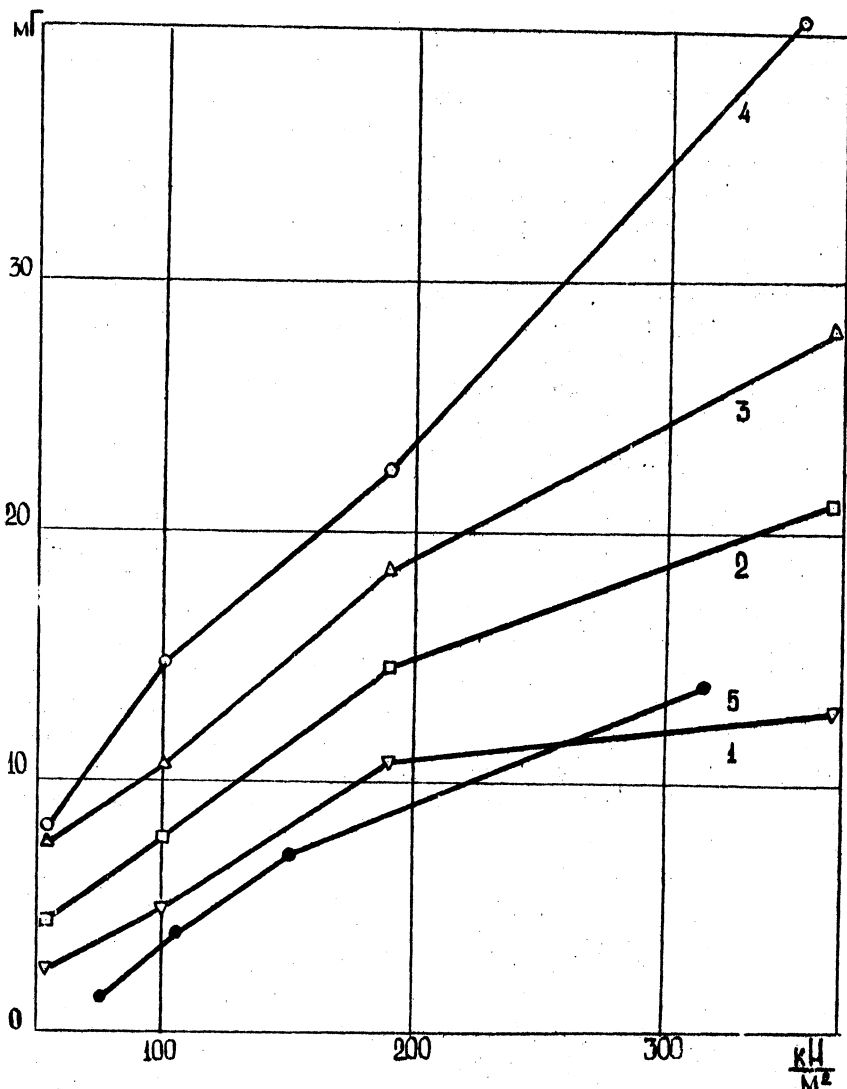


Рис.2. Зависимость абразивного износа металлокерамического железа марки ПЛ2М от нормального давления (скорость трения 0,1 м/сек); 1 - пористость 9%; 2 - пористость 19%; 3 - пористость 30%; 4 - пористость 40%; 5 - компактная сталь марки Ст.40 в состоянии поставки

прессованием из порошкового железа марки ИЖМ и спекались в атмосфере диссоциированного аммиака в течение 2 часов при температуре 1150°C. Образцы изнашивались по чугунному валу СЧ21-40 с подачей в зону трения в минуту 5-7 капель машинного масла. Площадь трения - 0,25 см², его путь - 200 тыс. метров. Линейный износ определялся на вертикальном измерителе ИЗВ-1 с точностью до 1 мкм. Величина пути трения выбиралась из такого расчета, чтобы суммарный износ на нем не превосходил ошибку измерения. Скорость трения и давления на образец изменялись ступенями до таких значений, при которых наступало резкое повышение температуры образцов и возрастал износ.

Экспериментальные данные этой серии приведены в таблице I и на рис. 3 и 4. В таблице даны значения относительного износа при различных скоростях и давлениях, т.е. отношение износа пористого железа к износу компактного армко-железа при прочих равных условиях. Установлено, что если скорость трения и давление не превосходят критических значений, то износ пористого железа меньше износа компактного. В этих условиях износ мало зависит от скорости и давления. При достижении критических скорости и давления износ пористого железа резко возрастает. По терминологии Б.И.Костецкого /1/, осуществляется переход от нормального режима изнашивания к патологическому. Чем ниже пористость (в исследованных пределах), тем при больших давлениях и скоростях удовлетворительно работает металлокерамический материал.

Износные испытания относятся к малоточным и для них характерно значительное рассеяние результатов. Подобные рассеяния присущи металлокерамическим материалам еще в большей степени, так как кроме прочих факторов на износ влияет пористость, которая в поверхностном слое может изменяться от образца к образцу. В таком случае строят зону рассеяния экспериментальных данных, что и показано на рисунках.

Износ металлокерамических материалов изучался в работах /2-4/, однако механизм явления в настоящее время не выяснен. На основании полученных в данной работе результатов можно сделать вывод, что сама технология производства пористых материалов предопределяет те особенности, благодаря которым эти материалы в определенных условиях обладают лучшей износостойкостью по сравнению с компактными такого же химического состава. При трении со

Таблица I

Давление, кН/м ²	Скорость трения											
	0,7 м/сек			1,6 м/сек			2,2 м/сек			3,6 м/сек		
	Относительная пористость, %											
	10	21	31	10	21	31	10	21	31	10	21	31
1470	0,40	0,50	0,60	0,34	0,56	0,61	0,22	-	1,25	0,10	0,60	-
4214	0,30	0,35	0,36	0,20	5,50	0,50	0,03	-	2,47	0,93	1,60	-
6958	0,15	0,20	0,45	0,40	0,70	2,10	0,50	-	-	-	-	-
9702	0,83	0,75	0,90	0,20	0,10	3,20	0,25	-	-	-	-	-
12446	0,62	1,55	2,20	6,50	-	-	-	-	-	-	-	-
15190	0,04	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
17934	0,06	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
20678	0,15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Примечание. Цифры, характеризующие относительный износ, представляют средние арифметические 5 - 8 результатов.

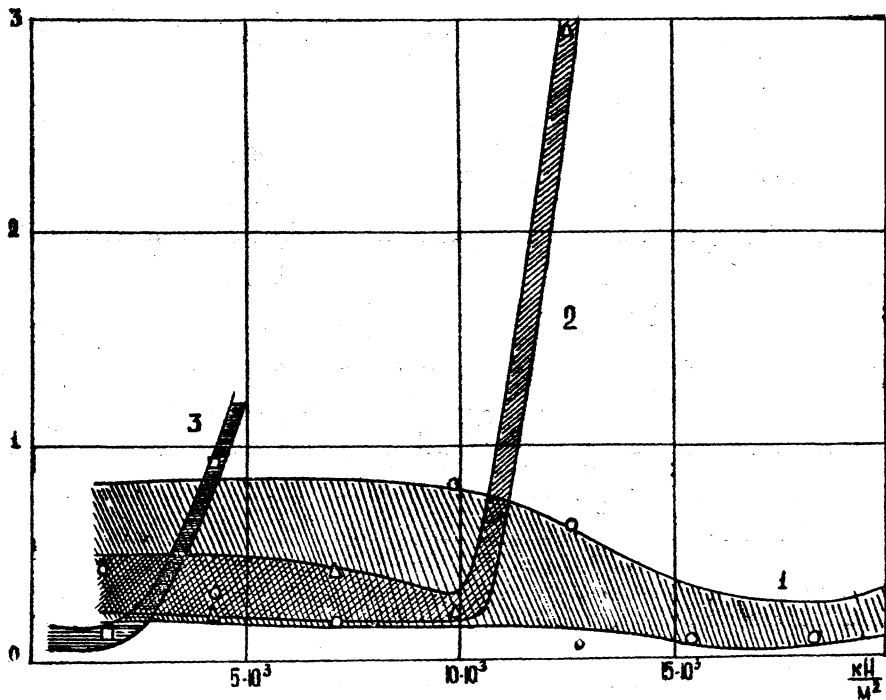


Рис.3. Зависимость относительного износа металлокерамического железа марки ПЖ2М (пористость 10%) от нормального давления при трении со смазкой по чугуну: 1-скорость трения 0,7 м/сек; 2-скорость трения 1,6 м/сек; 3-скорость трения 3,6 м/сек

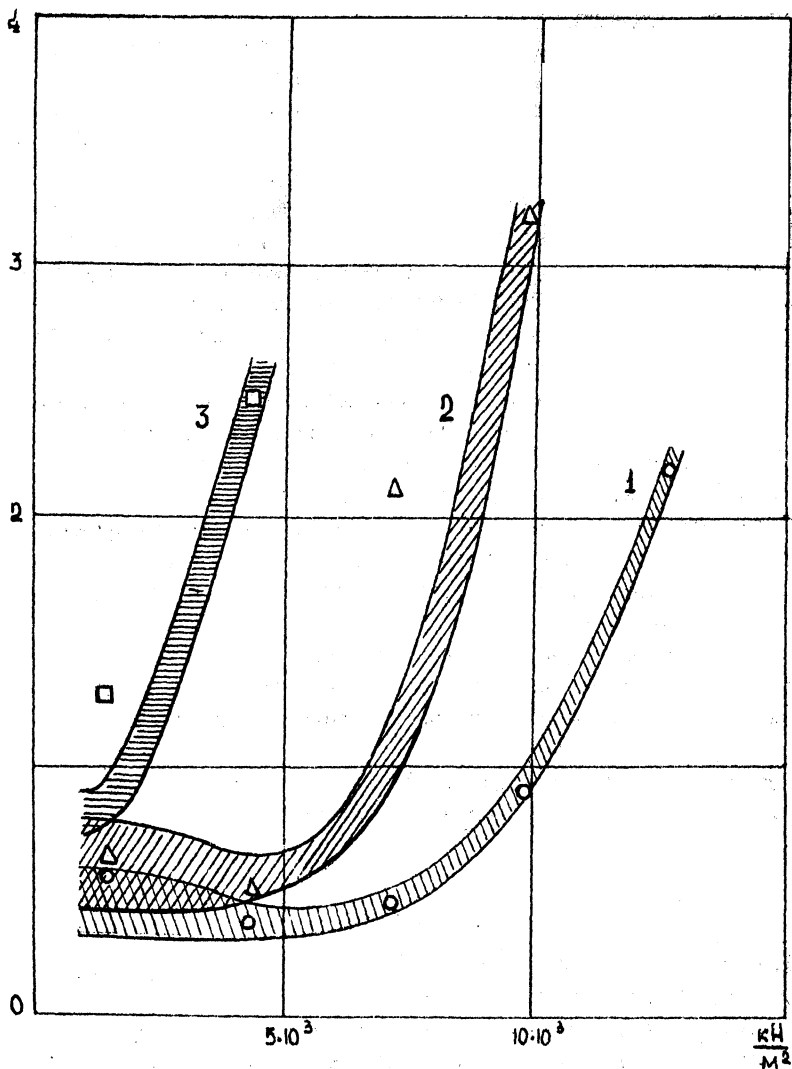


Рис. 4. Зависимость относительного износа металлокерамического железа (пористость 31%) от нормального давления при трении со смазкой по чугуну: 1-скорость трения 0,7 м/сек; 2-скорость трения 1,6 м/сек; 3-скорость трения 2,2 м/сек

смазкой повышение износостойкости в первую очередь обусловлено лучшей подачей смазки в зону трения через сообщающиеся поры. С увеличением пористости смазываемость хотя и улучшается, но при этом ухудшаются механические характеристики и теплопроводность материалов. Теплота трения, аккумулирующаяся в поверхностном слое, может вызывать десорбцию смазки, и износ возрастет.

Повышенная износостойкость пористых металлов может быть также обусловлена топографией поверхности трения. Износ компактных материалов заключается в последовательном образовании и разрушении вторичных структур. Поры, выходящие на поверхность, локализируют разрушение на отдельных микроучастках, благодаря чему работоспособность слоя возрастает.

Наконец, возможна дислокационная модель объяснения изнашивания пористых материалов. Поры служат стоками, образующихся при трении дислокаций, благодаря чему в материале замедляется рост микротрещин, служащих очагами разрушения.

Таким образом, на величину износостойкости металлокерамических материалов пористость при трении влияет по-разному в зависимости от того, происходит ли трение всухую, в условиях самосмазывания или с подачей масла в зону трения.

При трении по чугуну с подачей смазки износостойкость пористого железа выше износостойкости компактного армко-железа, если скорость трения и давление не превосходят критические значения.

Чем выше пористость железа, тем при меньших значениях скорости и давления наступает катастрофический износ.

Л и т е р а т у р а

1. К о с т е ц к и й Б. И. Трение, износ и смазка в машинах. Киев, "Техника", 1970.

2. Б е б н е в П. И. Пористые подшипники на железной основе с повышенными антифрикционными и механическими свойствами. Сборник ЦНИИТМАШ, кн.56, М., Машгиз, 1953.

3. Ф е д о р ч е н к о И. М. Проблема антифрикционных материалов в современной технике. Повышение износостойкости и срока службы машин (тр. конференции). Вып.Ш, Киев, 1966.

4. М о ш к о в А. Д. Пористые антифрикционные материалы.
"Машиностроение", 1968.

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ,
РАБОТАЮЩИХ В АБРАЗИВНОЙ СРЕДЕ ПРИ БОЛЬШИХ РАБОЧИХ ДАВЛЕНИЯХ

В настоящей работе изучали линейный износ облицовочных пластин пресс-форм прессов, применяющихся для изготовления силикатных изделий. Пластины из базовой малоуглеродистой стали 20 подвергали химико-термической обработке согласно технологической цепочке: цементация в твердом карбюризаторе в течение 10 часов + электролизное борирование в расплаве буры при температуре 960°C и плотности $i = 0,15 \text{ а/см}^2$ в течение 1,5; 3 и 6 часов + закалка из соляной ванны с температуры 840°C в различных закалочных средах. Для некоторых изделий в качестве окончательной обработки рекомендовали двухчасовой отпуск при температуре 200°C .

Пластины устанавливали в гнезда пресса, развивающего максимальное давление $\sim 200 \text{ кг/см}^2$. В качестве абразивной составляющей смеси использовали кварцевый песок со средним размером фракций около 0,2 мм. После 30 дней непрерывной работы комплект пластин переворачивали и использовали обратной стороной снова в течение месяца. Испытанные пластины имели в зоне максимального давления ощутимый износ, предельная величина которого изменялась от 100 до 750 микрон в зависимости от выбранной технологии химико-термической обработки.

В табл. I представлены данные по эффективной линейной скорости изнашивания рабочего слоя цементированных пластин для основных вариантов химико-термической обработки.

Т а б л и ц а I

Линейный износ, $\varepsilon \times 10^3$ микрон изделие	Режим обработки после борирования	Закалка от 840°C в масле	Закалка от 840°C в воде	Закалка в масле + отпуск	Закалка в воде + отпуск
Без борирования		15,0	17,0	-	-
Борирование 1,5 часа		3,3	3,0	2,9	2,7
Борирование 3 часа		2,2	2,0	1,8	1,6
Борирование 6 часов		2,0	1,9	1,7	1,5

Из данных таблицы видно, что эффективная сопротивляемость износу изделий, обработанных по наименее трудоемкой технологии (борирование в течение 3 часов с последующей закалкой в воде) мало отличается от таковой для пластин, борированных в течение более длительного времени или подвергнутых окончательному низкотемпературному отпуску.

Высокая концентрация углерода в цементированном поверхностном слое значительно снижает диффузию бора внутрь активного слоя, в результате чего толщина борированного слоя соответственно составила: при продолжительности выдержки 1,5 часа - до 20 микрон; 3 часа - 60 микрон; 6 часов - 100 микрон. В прилежащей к борированному слою зоне отмечали выделение большого количества карбидных включений различной морфологии. При закалке такого сплава в воде с температуры 840°C указанная переходная зона получает в основном мартенситное строение при неизменной плотности первичных карбидных выделений.

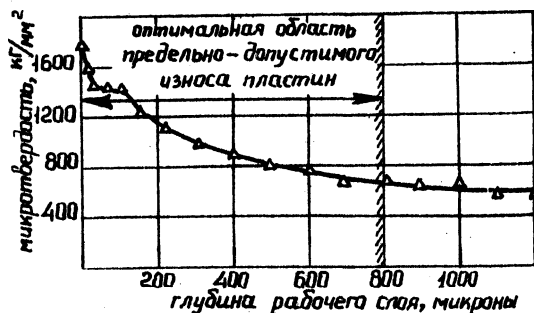


Рис. I. Изменение микротвердости рабочего слоя пластин, обработанных по режиму: цементация на глубину 1,3 мм + борирование при 960°C в течение 3 часов + закалка в воде с температуры 840°C

Распределение микротвердости по сечению такого сплава представлено на рис. I. Закалка не оказывает сколь-нибудь заметного влияния на качество и макросвойства тонкого борированного слоя. Эффективная микротвердость последнего составила 1400 единиц, а при приближении к поверхности обнаруживается некоторое ее

повышение за счет увеличения содержания более твердой высокобористой фазы FeB . Весь цементируемый подслоя делится по характеру изменения микротвердости на две зоны, где большая твердость зоны, прилегающей к границе раздела "борированный слой - матрица", свидетельствует о положительном совместном влиянии углерода и бора на износостойкое качество переходной зоны. Мартенситно-карбидная структура расположена до глубины порядка 700 - 1000 мк, что обеспечивает высокую твердость этой переходной зоны и, следовательно, требуемое сопротивление внедрению зерна кварцевого песка (твердость с поверхности при вдавлении алмазного конуса составила 64 - 68 единиц HRC).

При эксплуатации обработанного по данной технологии малоуглеродистого материала борированный слой в зоне больших давлений подвергается интенсивному воздействию частиц абразива. В случае недостаточно твердого подслоя (HRC < 60 единиц) при большом числе асимметричных сжимающих циклов нагружений чаще всего под диффузионным слоем возникает очаг усталостного разрушения в виде микротрещины. Кроме того, необходимо учитывать первородное качество самого борированного слоя. Так, при выдержке в ванне борирования в течение 1,5 часов износостойкий слой накрывает подслоя фрагментарно, и абразив может достаточно легко разрушать мартенситно - карбидную основу. С другой стороны, отклонение от режимов закалки после борирования может привести к нарушению сплошности борированного слоя и образованию микротрещин. Наличие микротрещин в рабочем слое материала предопределяет преждевременный окол борированного слоя зернами абразива вдоль направления истечения. Возникший очаг поражения слоя инициирует дискретный локальный износ, который распространяется на соседние участки тем быстрее, чем меньше твердость подслоя.

Как показывают результаты эксперимента, толщина борированного слоя в 50 - 70 мк является оптимальной и при высоком качестве самого слоя и необходимой твердости подслоя обеспечивает стойкость, составляющую не менее 2/3 от общего времени работы пластины до предельно допустимого износа.

Увеличение толщины борированного слоя до 100 микрон за счет выдержки при борировании в течение 6 часов незначительно повышает ресурс работы материала, так как преобладающая в слое твердая и хрупкая фаза FeB довольно быстро скалывается абразивом

при действующих рабочих давлениях. В то же время окончательный низкотемпературный отпуск несколько увеличивает для всех режимов химико-термической обработки износостойкость материала, вероятно, за счет более благоприятного распределения внутренних напряжений в слоях. Однако указанные виды дополнительной обработки значительно повышают стоимость изделий.

Решение задачи оптимизации технологии химико-термической обработки пластин из малоуглеродистой стали с применением линейного программирования показывает, что с точки зрения минимальной себестоимости силикатных изделий оптимальной является следующая технология: цементация на глубину около $\sim 1,3$ мм + электролизное борирование при температуре 960°C в течение 3 часов + закалка с повторного нагрева от температуры 840°C в воде.

Л.Н.Косачевский, М.Г.Крукович, Ю.В.Туров,
В.С.Рыжкович, С.Н.Левитан

ПРОБЛЕМА ОЧИСТКИ ДЕТАЛЕЙ ПОСЛЕ НАСЫЩЕНИЯ В ЖИДКИХ СРЕДАХ

Неотъемлемой частью технологического процесса упрочнения деталей жидкостным безэлектролизным способом химико-термической обработки является очистка поверхности от налипшего расплава. В большинстве случаев в условиях промышленного производства эта проблема остается нерешенной, что препятствует широкому распространению этих весьма эффективных способов насыщения.

Процессы жидкостного безэлектролизного насыщения сопровождаются протеканием окислительно-восстановительных реакций: катодной - на упрочняемой поверхности и анодной - на поверхности вещества - восстановителя. При этом состав прикатодной зоны расплава изменяется и обогащается малоподвижными ионами восстановителя, которые имеют преимущественно ковалентный тип связи с кислородом. Увеличение доли ковалентной связи в прикатодной зоне обеспечивает образование более прочного каркаса ($Me_{(1)x}O_y$)^{x-} - комплексов. Детали, прошедшие насыщение и извлеченные из ванны, покрыты коркой расплава с измененным составом. Процесс очистки таких деталей можно осуществить путем растворения налипшей корки расплава в специальных растворителях. Выбор растворителя определяется его способностью интенсивно растворять соли с ковалентным типом связи, в состав которых входят ионы расплава и восстановителя. Применение в качестве "очищающей" среды горячей воды в этом случае менее эффективно, хотя именно такой способ очистки поверхности деталей в условиях промышленного производства является наиболее приемлемым.

Другой путь очистки заключается в изменении состава электролита насыщающей смеси введением хорошо растворяющихся в воде солевых добавок с ионным типом связи ("разжижающих" добавок). Поэтому целью данной работы являлась (применительно к жидкостному процессу борирования) разработка составов, которые хорошо растворялись бы в горячей воде и обладали насыщающей способностью на уровне известных.

Для получения двухфазных и однофазных боридных покрытий на сталях наибольшее распространение в настоящее время получили со-

ставы жидкостного безэлектролизного борирования с применением в качестве восстановителей карбидов бора и кремния. Основой насыщающей смеси для борирования является бора, которая при 100°C имеет невысокий предел растворимости: в 100 г воды растворяется всего 52,5 г буры /3/. Как показывает практика применения этих составов, особенно с использованием в качестве восстановителя карбида кремния, процесс отмычки образцов после борирования занимает большую часть всего времени технологического процесса упрочнения.

В качестве "разжижающей" добавки, которая снижает вязкость расплава и увеличивает его электропроводность, в жидкостных процессах насыщения при химико-термической обработке известно применение хлористого натрия. В работе /1/ приводятся результаты по частичной замене буры на хлористый натрий при электролизном борировании. Показано, что при этом насыщающая способность расплава в широкой области концентрации хлористого натрия практически не изменяется. Однако в указанной работе, как и во многих других, полностью отсутствуют данные о технологической операции очистки деталей от расплава.

Принимая во внимание, что хлористый натрий является "разжижающей" добавкой и хорошо растворяется в воде (в 100 г воды при 100°C растворяется 67,1 г хлористого натрия /2/), в данной работе была выбрана система бора + хлористый натрий + восстановитель. насыщению при температуре 950°C подвергались цилиндрические образцы диаметром 15 и высотой 15 мм из стали 08 Кн. Состав электролита (бора + хлористый натрий) изменялся по содержанию хлористого натрия от 0 до 100 вес.%, концентрация восстановителя во всех случаях составляла 30% (как для B_4C , так и

SiC). После охлаждения борированные образцы погружались в водяную баню (температура воды 95°C) и контролировалось время их очистки. Полученные данные представлены в таблице I. Из таблицы видно, что добавление в насыщающую смесь 30% хлористого натрия уменьшает время очистки в 12 раз для состава с карбидом бора и в 20 раз - с карбидом кремния. При этом падение глубины боридного слоя (рис. I) составило 15-20 мкм. Анализ насыщающей способности исследованных составов и времени очистки образцов после насыщения позволили выбрать следующие наиболее приемлемые составы:

70% [(70-50)% $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ + (30-50)% NaCl] + 30% B_4C ;

70% [(70-60)% $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ + (30-40)% NaCl] + 30% SiC .

Следует ожидать, что время очистки деталей более сложной формы и с отверстиями также будет значительно уменьшено.

Т а б л и ц а I

С и с т е м а	Время очистки деталей в часах при различном содержании NaCl (вес.%)					
	0	30	50	80	90	95
70% [$m \text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 + n \text{NaCl}$] + 30% B_4C	2	0,15	0,15	0,1	0,1	0,1
70% [$m \text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 + n \text{NaCl}$] + 30% SiC	3,5	0,2	0,15	0,1	0,1	0,1

П р и м е ч а н и е . Время насыщения образцов 6 часов, объем ванны для очистки - 200 мл, площадь поверхности очищаемых образцов - 10,6 см^2

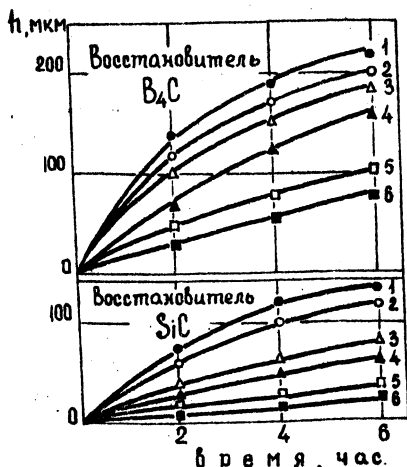


Рис. I. Влияние продолжительности борирования на глубину слоя. Температура насыщения 950°C . Система 70% [$m \text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 + n \text{NaCl}$] + 30% восстановителя. Количество хлористого натрия (в вес. %): 1-0; 2-30; 3-50; 4-80; 5-90; 6-95

Исследование истоцаемости выше указанных оптимальных составов позволило установить скорость падения глубины боридного слоя при непрерывном насыщении, которая составила 1-2 мкм/час и 2-2,5 мкм/час соответственно, что вполне удовлетворяет требованиям технологии процесса борирования.

Таким образом, выполненное исследование показывает, что проблему очистки деталей любой конфигурации после жидкостного безэлектролизного борирования можно решить введением в состав электролита (30-50) вес.% хлористого натрия. При этом насыщающая способность составов снижается не более чем на 10-15%.

Л и т е р а т у р а

1. Ю к и н Г. И. Электролизное борирование стали. Автореферат канд. дисс. М., 1971.
2. Краткий технический справочник под редакцией В.А.Зиновьева. Ч.1. Государственное издательство технико-теоретической литературы. М.-л., 1949.
3. Справочник химика, т.П. "Химия", 1971.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ВКЛЮЧЕНИЙ
СИЛИЦИДА МАГНИЯ В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Форма кристаллических образований фаз, выделяющихся в затвердевающих сплавах, существенно влияет на свойства получаемого материала. По вопросу формообразования таких фаз большинство исследователей придерживается мнения о решающем воздействии на форму выделений окружающей среды. Однако, как было показано в работе /1/, характер роста кристаллических образований существенно зависит от изменения физических свойств самой выделяющейся фазы. Последнее отчетливо проявляется при кристаллизации графита в чугунах, кремния и антимонида алюминия в алюминиевых сплавах /2,3/. Графит и другие указанные фазы обладают полупроводниковыми свойствами, поэтому внедрение в их кристаллическую решетку донорных примесей способствует снижению анизотропии теплопроводности по различным кристаллографическим направлениям. В результате этого растущая фаза приобретает равноосную форму.

Аналогичный эффект влияния некоторых примесей на форму включений силицида магния исследовался в кристаллизующихся магниевых и алюминиевых сплавах.

Среди магниевых сплавов, применяемых в промышленности, наиболее экономичным является сплав марки МЛ1. Он относится к системе Mg-Si - сплавов и содержит I, I-I, 4% кремния. Данный сплав не нашел пока широкого применения в изготовлении отливок ввиду его низких механических свойств. Это связано с тем, что в структуре сплава содержится значительное количество эвтектики, в состав которой входит силицид магния игольчатого строения. Следует отметить также низкие литейные свойства этого материала.

Литейные свойства сплава МЛ1 можно значительно улучшить увеличением содержания кремния, снижающего усадку сплава и уменьшающего его склонность к горячеломкости.

Вместе с тем повышение содержания кремния в сплаве ухудшает его механические свойства вследствие роста количества включений фазы Mg_2Si , выделяющейся в форме, близкой к игольчатой.

Химическое соединение Mg_2Si является полупроводником и поэтому, согласно выводам работы /I/, должно реагировать на микролегирование донорными примесями.

Для исследований использовался заэвтектический $Mg-Si$ - сплав, содержащий 3% кремния. Сплав готовился методом сплавления магния марки MgI и кремния KpI. Шихтовые материалы помещались в алундовый тигель и опускались в стальную реторту с холодильником в верхней части. Такая конструкция реторты позволяла использовать резиновые уплотнения при создании в ней вакуума или нейтральной атмосферы. Плавки проводились в силитовой печи шахтного типа.

В результате предварительных опытов был выбран следующий режим плавки. Реторта с загруженной в нее шихтой вакуумировалась вне печи в течение 10 минут и затем продувалась аргоном. Не прекращая подачи аргона, реторту опускали в печь, нагретую до $900^{\circ}C$. Плавка продолжалась 30 минут с последующим охлаждением сплава до $800^{\circ}C$. При этой температуре проводилось модифицирование расплава примесями. Слиток охлаждался на воздухе. Выбранный режим плавки обеспечивал полное растворение кремния при минимальном окислении сплава.

В качестве модификаторов использовались элементы различных групп периодической системы Д.И.Менделеева: литий, натрий, калий, бериллий, кальций, цинк, кадмий, бор, алюминий, галлий, индий, олово, свинец, фосфор, сурьма, висмут, сера, теллур, хлор (в виде $FeCl_3 \cdot 6H_2O$) и йод. Добавки вводились в количествах 0,01; 0,05; 0,1; 0,2 и 0,5% к весу сплава.

Анализ микроструктур образцов позволил выявить следующие особенности формообразования включений силицида магния.

В сплаве без добавок включения Mg_2Si имеют крабовидную и иглообразную форму. Элементы первой группы не оказывают существенного влияния на форму исследуемых включений. Замечено, что только литий при добавке в сплав в количестве 0,5% несколько изменяет форму Mg_2Si , приближая ее к равноосной. Не обнаружено также изменения формы полупроводникового соединения при микролегировании сплава представителями второй, третьей и четвертой групп периодической системы элементов. Однако совершенно иная картина наблюдается при введении в сплав фосфора, се-

ры, теллура, йода и хлора. Например, добавка в исследуемый сплав 0,05% фосфора вызывает кристаллизацию силицида магния в форме, близкой к шаровидной. Эффективность присадки этого элемента возрастает по мере увеличения ее веса. Такую же форму приобретают включения Mg_2Si под воздействием добавок элементов VI и VII групп.

Из работ, посвященных физике полупроводников, известно, что для соединения $AlIIB_{IV}$, к которым относится Mg_2Si , донорами могут служить элементы пятой группы, замещающие атомы элемента В, т.е. в нашем случае кремния. Аналогичные результаты следует ожидать от введения элементов шестой и седьмой групп.

Таким образом, на примере рассмотренного сплава подтверждается определенная зависимость между формой включений полупроводниковых фаз и примесями, изменяющими их физические свойства.

Л и т е р а т у р а

1. Худокормов Д. Н. Роль примесей в процессе графитизации чугунов. Минск, "Наука и техника", 1968.
2. Худокормов Д. Н. , Галушко А. М. Докл. АН БССР, т. XV, № 5, 1971.
3. Худокормов Д. Н. , Галушко А. М. и др. В сб. "Новая техника и прогрессивная технология". Минск, "Высшая школа", 1969.

РОЛЬ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ СПЛАВОВ¹

Диффузия элементов, входящих в состав компонентов шихты, играет основную роль при формировании в процессе спекания структуры спеченных материалов, полученных из механической смеси порошков. Степень гомогенизации при спекании таких материалов в значительной мере определяется дисперсностью легирующих добавок.

В работе изучался процесс легирования железа порошками никеля и высокохромистого сплава Х30 различной степени дисперсности.

В качестве исходных материалов были использованы порошки особо чистого железа марки В-3, высокохромистой стали ПХ30 с размерами частиц 63-56 мк и 2-4,5 мк и электролитического никеля марки ПЭН-1 с размерами частиц 56-40 мк и 2,5-6 мк. Размеры частиц определялись по методу С.А.Салтыкова /1/. Металлографический анализ крупных частиц показал, что порошок Х30 имел разветвленную форму частиц, а никеля - округлую. С помощью электронномикроскопического исследования мелких частиц установлено, что у обоих порошков они имели округлую форму. Легирующие добавки вводились в шихту в количестве 10%. Смешивание порошков производилось в течение 6 часов. Образцы изготавливали по технологии двухкратного прессования и спекания. Плотность образцов, измеренная методом гидростатического взвешивания, после первого прессования, спекания и допрессовки ($P_1 = 2 \text{ т/см}^2$, $t = 750^\circ\text{C}$,

$\tau = 1 \text{ час}$ в аргоне, $P_2 = 10 \text{ т/см}^2$) составляла для железохромового сплава с добавками крупных частиц 89%, мелких - 90% и железоникелевого сплава соответственно 82 и 87%. Второе спекание проводилось в водороде при температурах 1000-1300°C с интервалом 100°C в течение 3 часов и при 1300°C в течение 1,5-6 часов с интервалом 1,5 часа. Влияние температуры спекания на плотность представлено на рис.1.

¹Работа выполнена под руководством проф. Д.Н.Худокормова.

Изучение процессов структурообразования в железохромовых и железоникелевых сплавах проводилось с помощью металлографического анализа и измерения микротвердости.

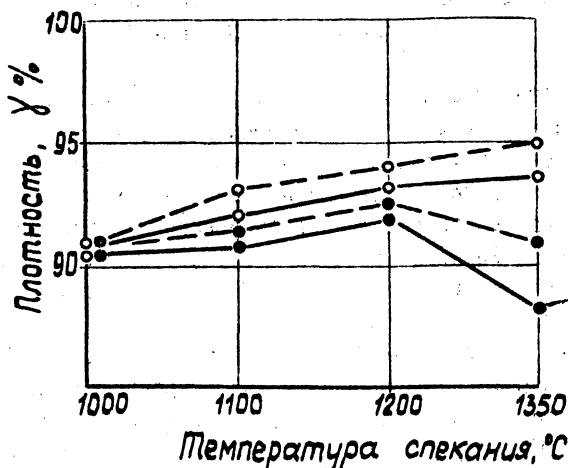


Рис. 1. Зависимость плотности железоникелевых и железохромистых сплавов от температуры спекания ($t = 3$ часа): \circ — с добавками мелкого никеля, \circ — с добавками крупного никеля, \circ — с добавками мелкого порошка Х30, \circ — с добавками крупного порошка Х30

Исследования показали, что при температуре 1000°C для сплавов характерно наличие пятнистой неоднородной структуры с четко очерченными частицами никеля и феррохрома марки Х30. Микротвердость ферритной основы составляет 90–100 кг/мм², частиц никеля – 150–160 кг/мм² и частиц Х30 – 130 кг/мм². В процессе спекания при 1100°C мелкие частицы Х30 растворяются в железе с образованием узкой оторочки твердого раствора вокруг них. Микроструктура железоникелевых сплавов и железохромового с добавками крупных частиц не изменяется.

Растворение крупных частиц Х30 и никеля с образованием зоны твердого раствора вокруг них и небольшого количества диффузионных пор начинается при 1200°C. Микротвердость, незначительно снижаясь от центра частиц по направлению к периферийным слоям, в диффузионной зоне составляет для крупных частиц Х30

125 кг/мм², крупных частиц никеля - 140-150 кг/мм² и мелких никелевых частиц - 140 кг/мм². Высокодисперсные частицы растворяются в железе более интенсивно. Диффузионные поры, образующиеся по границам мелких частиц X30, укрупняются, микротвердость частиц снижается до 115 кг/мм².

Повышение температуры спекания до 1300°C ($t = 3$ часа) способствует более интенсивному протеканию диффузии хрома и никеля. Растворение крупных частиц X30 сопровождается снижением их микротвердости до 115 кг/мм², укрупнением диффузионных пор и образованием сплошных пористых прослоек в местах расположения бывших частиц X30. При растворении высокохромистых частиц в железе имеют место эффекты Френкеля и Киркендалла /2,3/. Вследствие высокой растворимости хрома в γ - железе из частиц X30 в γ - железо идет более мощный поток атомов хрома, чем поток атомов железа из γ - твердого раствора в обратном направлении. Частицы перенасыщаются вакансиями, что приводит к образованию диффузионной пористости и снижению плотности сплава (рис.1). Высокодисперсные добавки полностью растворяются в γ - железе при указанном режиме спекания. Образующиеся при этом мелкие диффузионные поры располагаются в виде тонких разорванных цепочек со стороны частиц. Микротвердость железной основы становится равной микротвердости бывших частиц X30 (рис.2).

Процесс растворения никелевых частиц сопровождается появлением небольшого количества пор со стороны железа вследствие неравенства парциальных коэффициентов диффузии компонентов сплава в системе железо-никель /2,3/. Отсутствуют ярко выраженные границы диффузионных зон, микротвердость уменьшается от центра частиц к периферии. В зоне пор микротвердость понижается до 100 кг/мм². Введение высокодисперсных частиц способствует более полному растворению никеля в γ - железе. Зоны диффузии резко увеличиваются в размере, микротвердость их уменьшается со 145 в центре до 130 кг/мм² в удаленных областях зоны. Твердость железной основы в результате растворения никеля возрастает до 110-120 кг/мм².

С увеличением времени выдержки до 4,5 часов ($t = 1300^\circ\text{C}$) сплав с добавками крупных частиц X30 приобретает строение леги-

рованного хромом железа с микротвердостью 120 кг/мм^2 и участии диффузионных пор различной формы и размеров. В зоне пор микротвердость составляет $80\text{--}90 \text{ кг/мм}^2$. Легирование железа высокодисперсными частицами X30 приведет к выравниванию состава и уменьшению пористости.

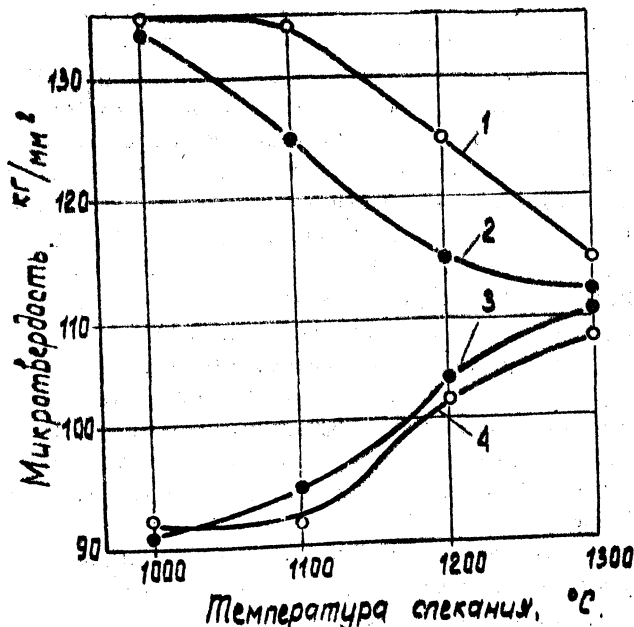


Рис. 2. Измерение микротвердости структурных составляющих железохромовых сплавов от температуры спекания ($t = 3$ часа): 1 — крупные частицы X30; 2 — мелкие частицы X30; 3 — железная основа с до-
бавками мелких частиц; 4 — железная основа с до-
бавками крупных частиц

Высокодисперсные частицы никеля полностью растворяются в δ -железе с образованием при спекании в течение 6 часов твердого раствора, имеющего микротвердость $115\text{--}120 \text{ кг/мм}^2$. При этом количество и размер пор уменьшаются. Для установления степени гомогенности полученной структуры была построена гистограмма распределения микротвердости (рис. 3). Обработка данных

по большому количеству измерений (300) позволила рассчитать относительные доли сплава с определенным значением микротвердости. Как видно из рис.3, структура недостаточно однородна. Дальнейшее увеличение времени выдержки, вероятно, приведет к полной гомогенизации сплава.

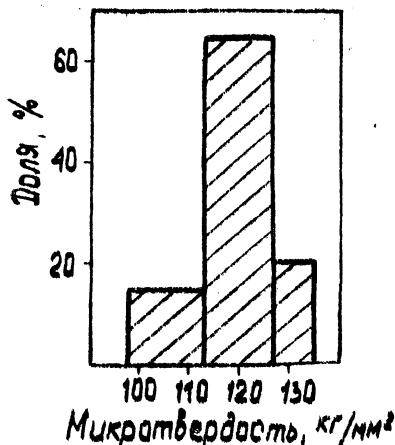


Рис.3. Гистограмма распределения микротвердости железоникелевого сплава с добавками мелких частиц никеля после спекания при температуре 1300°C в течение 6 часов

Крупные частицы никеля растворяются в железе не полностью. Микроструктура сплава представляет гетерогенную систему с железной основой и участками с повышенной концентрацией никеля. Микротвердость основы составляла 110-115 кг/мм², участков, обогащенных никелем, - 130-135 кг/мм².

Таким образом, растворение крупных высокохромистых частиц сопровождается образованием густой сетки диффузионной пористости в местах их бывшего расположения. Легирование железа крупными частицами никеля при высокотемпературном спекании в течение весьма длительного времени не приводит к полному растворению их в железе.

Введение высокодисперсных добавок X30 и никеля способствует более интенсивному их растворению в железе и получению однородной структуры.

Л и т е р а т у р а

1. С а л т ы к о в С. А. Введение в стереометрическую металлографию. Изд. АН АССР, Ереван, 1950.
2. Г е г у з и н Я. Е. Физика спекания, "Наука".
3. К р и ш т а л М. А. Механизм диффузии в железных сплавах, М., "Металлургия", 1972.

ВЛИЯНИЕ МИКРОДОБАВОК НА ЧАСТОТУ ВЕТВЛЕНИЯ ГРАФИТНОГО
СКЕЛЕТА ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ЯЧЕЕК

Анализ направленной кристаллизации серых чугунов /1,2/ подтвердил установленную Тиллером /3/ зависимость межпластинчатого расстояния λ от скорости роста эвтектических колоний R:

$$\lambda = AR^{-n},$$

где A и n - постоянные величины ($n \approx 0,5$).

Однако эта зависимость не учитывает влияния специально вводимых примесей, которые, как известно /4-6/, при одинаковых условиях затвердевания могут приводить к существенному изменению величины и количества графитных включений, а следовательно, и к заметному изменению расстояния между ними. Так, небольшие добавки алюминия способствуют укрупнению графитных включений в сером чугуне /4,5/, а добавки висмута - измельчению последних /4,6/.

В связи с этим представляется интересным экспериментальное изучение характера влияния микродобавок на изменение расстояния между пластинами графита на фронте кристаллизации эвтектических ячеек в сером чугуне в процессе их роста.

Опыты проводили по методике /7/, позволяющей фиксировать структурные изменения на различных этапах эвтектического превращения. Процесс медленного охлаждения жидкого чугуна исходного состава и с добавками 0,2% Al и 0,2 Вi прерывали в определенные моменты времени путем их одновременной закалки в 10-процентном водном растворе NaCl.

Результаты металлографического анализа полученных образцов приведены на рис.1. В верхней части рисунка показана кривая охлаждения чугуна исходного состава, причем стрелки соответствуют моментам закалки образцов из жидко-твердого состояния.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что добавка алюминия способствует, а добавка висмута препятствует кристаллизации твердой фазы в процессе эвтектического превращения серого

чугуна. При этом висмут, в противоположность алюминию, вызывает некоторое увеличение продолжительности превращения /7/.

Присадка обоих элементов приводит к уменьшению числа центров кристаллизации в сером чугуна. Поэтому в образцах, окончательно затвердевающих в печи, средний диаметр d эвтектических ячеек, как видно из рис. I, несколько больше, чем в чугуна исходного состава.

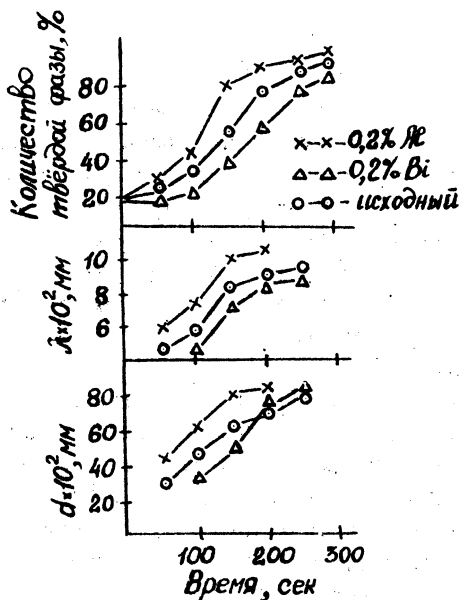


Рис. I. Влияние добавок алюминия и висмута на изменение количества твердой фазы, расстояния между включениями графита и размер эвтектической ячейки в ходе эвтектического превращения

Несмотря на практически идентичный размер эвтектических ячеек в образцах с висмутом и алюминием, наблюдается существенное различие в расстояниях λ между пластинками графита на фронте кристаллизации. Причем добавка висмута не только сдвигает вправо положение кривой, определяющей зависимость от време-

ни, но и заметно уменьшает эту величину. Добавка алюминия оказывает противоположное действие.

Из установленных зависимостей следует, что по мере роста эвтектической ячейки, т.е. по мере удаления от центра ячейки, происходит увеличение межпластинчатого расстояния. Это хорошо видно из приведенной на рис.2 структуры чугуна с добавкой 0,2% Al, содержащего около 48% твердой фазы.



Рис.2. Пример измерения расстояния между включениями графита (x 250)

Установленное увеличение межпластинчатых расстояний по мере роста размера ячейки в целом подтверждает зависимость, полученную Тиллером, однако наличие примесей оказывает существенное влияние на величину константы A.

Примеси, препятствующие росту эвтектических ячеек (Bi), снижают величину A и уменьшают межпластинчатые расстояния. Примеси же, способствующие росту эвтектических ячеек (Al), оказывают противоположный эффект.

Механизм этого явления в настоящее время не изучен, однако можно предполагать, что роль примесей связана с изменением поверхностного натяжения на границе графит-аустенит и с изменением диффузионного перераспределения углерода в жидкой фазе перед фронтом кристаллизации эвтектической ячейки.

Л и т е р а т у р а

1. Nieswaag H., Luithoff A. J. 36eme Congr. internat. fonderie, 1969, I.
2. Lux Benno. Giessereiforschung , 1970, 22, №4.
3. Т и л л е р В. А. В сб. "Жидкие металлы и их затвердевание", изд. Труд , М., 1962.
4. Комаров О. С. , Бахмат В. А. "Литейное производство", № 2, 1970.
5. Люкс Б., Танзенбергер Х. 29-й Международный конгресс литейщиков. М., 1967.
6. Сащенко К. И. , Косняну К. К. , Хук В. Я. "Литейное производство", № 2, 1966.
7. Бахмат В. А. , Комаров О. С. , Худокормов Д. Н. В сб. "Прогрессивная технология литейного производства". Горький, 1969.

ЦЕМЕНТАЦИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ С ДОБАВКАМИ ХРОМА И НИКЕЛЯ

Одной из проблем, стоящих в настоящее время перед порошковой металлургией, является получение металлокерамических материалов, работающих в условиях трения и интенсивного износа /1/.

В какой-то мере указанная проблема может быть решена введением в металлокерамический материал на железной основе хрома и углерода /2/. Однако существенным недостатком таких сплавов является их малая пластичность, что не позволяет изготавливать из них изделия методом холодного выдавливания.

В Проблемной лаборатории порошковой металлургии Белорусского политехнического института в качестве материала для деталей инструментальной оснастки применяется металлокерамический сплав на основе железа, содержащий до 9-12% хрома. После цементации и последующей термической обработки такой материал должен обладать высокой износостойкостью. Процесс цементации для металлокерамики на железной основе является одним из важнейших видов химико-термической обработки, так как он одновременно с поверхностным упрочнением значительно повышает и объемную прочность.

Целью данной работы явилось изучение влияния добавок хрома и никеля на процесс цементации, термическую обработку и износостойкость металлокерамики на железной основе. В качестве исходных материалов взяты порошки марок ПХ2М2, ПХ30 (30% хрома) и порошок электролитического никеля. Порошок ПХ2М2 довосстанавливали в атмосфере диссоциированного аммиака при температуре 850°C в течение 2 час.

Образцы изготавливали методом двойного прессования и спекания. Плотность образцов составляла 93-95%. Состав металлокерамических материалов приведен в таблице I.

Т а б л и ц а I

Материал	Состав шихты		
	ПК2М2, %	ПК30, %	никель, %
I	100	-	-
2	90	10	-
3	88	10	2
4	80	20	-
5	70	30	-

П р и м е ч а н и е. Материал I взят для сравнения.

Спекание при температуре 1250°C в течение 2 часов не привело к полной гомогенизации сплавов. Концентрация хрома и никеля в местах, где находились частицы ПК30 и никеля, оставалась выше, чем в среднем по образцу.

Цементация нелегированной железной металлокерамики во всех карбюризаторах при температуре 950°C и выше приводит к образованию аномальной структуры, что отрицательно сказывается как на механических свойствах, так и на износостойкости (особенно в случае износа при повышенных удельных нагрузках). Добавки хрома в количестве 2-3% ликвидируют этот недостаток. При цементации в бонджском и во всех нижеисследованных карбюризаторах по всем режимам структура цементированного слоя была нормальной. Это позволило, увеличив температуру цементации, значительно интенсифицировать процесс. Кроме того, для материалов с добавками хрома в качестве закалочной среды можно применять масло (HRC 58-62), тогда как закалка образцов из нелегированной железной металлокерамики в масле дает низкую поверхностную твердость (HRC 35-45).

Введенный в шихту никель в виде сплава с высоким процентным содержанием никеля частично растворяется в железной основе, что сказывается на структуре цементованного слоя. В нем в этом случае появляются отдельные участки с твердостью H100 - 300кг/мм².

Составы использованных в работе карбюризаторов приведены в таблице 2. Подобные карбюризаторы использованы Д.П. Карпенко для цементации сталей типа Х13.

Т а б л и ц а 2

Номер карбюризатора	Уголь, %	"Активатор", %		
		K_4FeCN_6	CH_3COONa	$NaHCO_3$
1	90-70	10-30	-	-
2	90-70	-	10-30	-
3	90-70	-	-	10-30

Необходимость использования специальных карбюризаторов была обусловлена следующими причинами.

Цементация металлокерамических материалов с 6% хрома и выше в бонджеском и полукоксовом карбюризаторах не дала положительных результатов. Процесс цементации не был стабильным. Диффузионный слой получался неравномерным по глубине и содержанию углерода.

Твердость цементованных и закаленных образцов была сравнительно низкой (38-55 HRC) с большим разбросом полученных значений. Основной причиной неравномерной цементации высокохромистых материалов является избирательное и внутреннее окисление обогащенных хромом объемов /3,4/.

После цементации в указанных карбюризаторах диффузионный слой на высокохромистых сплавах имеет следующее строение. В поверхностном слое находится светлая зона глубиной 0,1-0,2 мм с повышенным содержанием карбидов ($1100-1000+1500$ кг/мм²). Количество карбидов по мере удаления от поверхности постепенно уменьшается. Далее следует переходная зона. Негомогенность металлокерамического материала по хромю искажает указанное строение. Распределение карбидов неравномерно. Участки карбидов наблюдаются прежде всего в местах, обогащенных хромом (бывшие зерна ПХ30). Микротвердость этих участков достигает $1500-1600$ кг/мм². Подобные участки наблюдаются на всех материалах, имеющих хромистые добавки. Наибольшее значение микротвердости в светлой зоне получено при цементации в карбюризаторе № 1.

При цементации в карбюризаторе № 3 максимальное значение микротвердости $1300-1350$ кг/мм² получено на глубине = 0,07 мм. При цементации в этом карбюризаторе на глубине 0,02-0,05 мм

имеются участки с микротвердостью $\mu 100 - 700 \text{ кг/мм}^2$. Это связано, вероятно, с процессом избирательного окисления хрома. Введение 5% силикокальция в карбюризатор ликвидирует этот дефект.

Изменение глубины слоя в зависимости от количества "активатора" для различных видов карбюризаторов дано в таблице 3. Температура цементации 1000°C , время 6 часов.

Т а б л и ц а 3

Материал	Глубина слоя, мм								
	K_4FeCN_6			CH_3COONa			NaHCO_3		
	10%	20%	30%	10%	20%	30%	10%	20%	30%
1	1,00	1,10	1,20	0,70	1,00	1,00	0,95	1,20	1,30
2	1,20	1,30	1,40	1,05	1,25	1,25	1,00	1,30	1,40
3	1,10	1,20	1,30	1,00	1,15	1,15	1,20	1,55	1,60
4	1,30	1,40	1,50	1,20	1,35	1,40	1,10	1,45	1,55
5	0,90	1,50	1,10	0,95	1,05	1,10	0,80	1,15	1,20

Как видно из данных табл.3, увеличение количества "активатора" повышает глубину слоя на 20-30%. Более сильно содержание "активатора" влияет на структуру цементованного слоя: с увеличением количества "активатора" глубина заэвтектоидной зоны на сплавах 1,2,3 резко возрастает, на сплавах 4,5 увеличивается количество карбидной составляющей и уменьшается глубина переходной зоны.

Влияние температуры цементации на глубину слоя показано в табл.4. Время цементации 6 часов. Увеличение температуры с 950°C до 1000°C приводит к резкому увеличению глубины слоя и количества карбидных включений. Во всех случаях с увеличением количества хрома в сплаве до 6% глубина слоя растет. Дальнейшее увеличение количества хрома в сплаве до 6% глубина слоя растет. Дальнейшее увеличение количества хрома до 9% приводит к уменьшению глубины слоя. Объяснение подобного действия добавок хрома на глубину слоя для компактных материалов дано в работе /5/.

Т а б л и ц а 4

Ма- те- ри- ал	Глубина слоя, мм											
	20% K ₄ FeCN ₆ + 80% др. угля				20% CH ₃ COONa + 80% др. угля				30% NaHCO ₃ + 70% др. угля			
	900°C	950°C	1000°C	1050°C	900°C	950°C	1000°C	1050°C	900°C	950°C	1000°C	1050°C
1	0,35	0,50	1,10	1,60	0,60	0,70	1,00	1,40	0,65	0,80	1,25	1,50
2	0,55	0,70	1,30	1,90	0,75	1,00	1,20	1,50	0,75	0,90	1,40	1,60
3	0,50	0,65	1,20	1,80	0,70	0,90	1,20	1,50	0,85	1,00	1,60	1,80
4	0,60	0,80	1,40	2,00	0,80	1,10	1,25	1,60	0,80	0,95	1,55	1,70
5	0,45	0,60	1,00	1,50	0,50	0,80	1,05	1,30	0,60	0,75	1,20	1,40

После цементации и металлографического анализа образцы подвергали закалке с температур, обеспечивающих получение максимальной твердости, в воде (сплав 1) или в масле (сплавы 2-5) и низкому отпуску при 160-180°C в течение 1 часа.

Влияние температуры закалки на твердость цементованного слоя показано в таблице 5.

Т а б л и ц а 5

Материал	HRC			
	850°C	900°C	950°C	1000°C
1	58-62	57-61	56-60	-
2	57-58	58-61	57-69	-
3	56-58	57-60	54-57	-
4	58-60	61-62	60-62	58-60
5	57-59	58-61	59-62	58-61

Испытания на износ (трение скольжения без смазки) проводили на машине типа Амслера при удельном давлении 15 кг/см², скорости 1 м/сек и времени испытания 1 час.

В качестве контртела использовали диск $h = 10$ мм, $\phi 42$ мм из закаленной стали P18. Площадь трения составляла 1 см².

Полученные результаты приведены в таблицах 6 и 7.

Т а б л и ц а 6

Зависимость износа от количества "активатора" в смеси
($t = 1000^{\circ}\text{C}$, $\tau = 6$ часов)

Материал	Износ, мг/см ²								
	K ₄ FeCN ₆			CH ₃ COONa			NaHCO ₃		
	10	20	30	10	20	30	10	20	30
1	58	48	48	45	52	56	65	57	54
2	57	47	47	47	45	44	55	51	49
3	60	51	52	58	49	48	54	49	48
4	42	44	44	48	40	40	53	48	47
5	38	43	44	49	35	36	51	45	42

Т а б л и ц а 7

Зависимость износа от температуры цементации ($\tau = 6$ часов)

Материал	Износ, мг/см ²											
	20% K ₄ FeCN ₆ +80% угля				20% CH ₃ COONa+80% угля				30% NaHCO ₃ +70% угля			
	900°C	950°C	1000°C	1050°C	900°C	950°C	1000°C	1050°C	900°C	950°C	1000°C	1050°C
1	50	43	48	55	35	34	52	70	53	50	52	54
2	51	48	47	43	52	50	45	38	55	52	49	47
3	56	54	52	54	56	53	49	45	56	51	48	46
4	54	50	44	42	52	47	40	36	54	50	47	43
5	53	49	41	39	46	41	35	32	51	45	42	40

Характер изменения износа сплавов от параметров цементации во всех исследованных карбидизаторах примерно одинаков.

Увеличение количества "активатора" до 20% повышает износостойкость исследуемых сплавов.

С ростом содержания хрома в сплаве и температуры цементации износ сплавов уменьшается. Это связано с увеличением содержания углерода и соответственно карбидной составляющей в цементованном слое.

Положительное влияние хрома и никеля особенно отчетливо проявляется при испытании на износ при повышенных нагрузках.

Результаты испытаний на износостойкость при различных нагрузках приведены в таблице 8.

Т а б л и ц а 8

Зависимость износа от удельных нагрузок

Материал	Износ, мг/см ²											
	20% K ₄ FeCN ₆ + 80% уголь				20% CH ₃ COONa + 80% уголь				30% NaHCO ₃ + 70% уголь			
	10 кг/см ²	15 кг/см ²	20 кг/см ²	30 кг/см ²	10 кг/см ²	15 кг/см ²	20 кг/см ²	30 кг/см ²	10 кг/см ²	15 кг/см ²	20 кг/см ²	30 кг/см ²
1	27	48	106	120	30	52	110	150	27	52	100	116
2	32	47	96	104	33	45	97	130	31	49	90	104
3	40	52	100	106	35	49	85	96	38	50	82	92
4	33	44	92	100	33	40	87	95	35	47	75	88
5	33	42	83	90	31	35	86	95	36	42	73	86

Подобное влияние хрома на износостойкость металлокерамики на железной основе можно объяснить образованием карбидных частиц высокой твердости, которые расположены в более мягкой основе. Материалы с указанным строением обладают высокой износостойкостью /1,2/.

Кроме того, мартенсит, легированный вольфрамом, более устойчив против отпуска при повышенных температурах, которые возникают в случае испытаний на износ при больших удельных нагрузках.

В ы в о д ы

1. Добавки хрома в количестве 2-3% в виде порошка ПХ30 положительно влияют на структуру цементованного слоя и последующую термическую обработку металлокерамики на железной основе.

2. Добавки хрома в количестве 6-9% в цементуемую металлокерамику на железной основе значительно повышают ее износостойкость при повышенных удельных нагрузках.

3. Для цементации металлокерамики с содержанием хрома 6% и выше необходимы специальные карбюризаторы.

4. Оптимальными составами карбюризаторов являются следующие:

а) 20% K₄FeCN₆ + 80% древесный уголь;

б) 20% CH₃COONa + 80% древесный уголь;

в) 20% NaHCO_3 + 80% древесный уголь.

5. Оптимальная температура цементации составляет 1000°C .

Л и т е р а т у р а

1. Р а д о м ы с е л ь с к и й И. Д. В сб. "Современные проблемы порошковой металлургии". Киев, 1970.

2. К л и м е н к о В. Н. и др. В сб. "Тр. УН Всесоюзной конференции по порошковой металлургии". Ереван, 1964.

3. Ш и п и л о в А. Д. Цементация хромистой нержавеющей стали. Митом № 6, 1962.

4. В и ш н я к о в Д. Я. и др. В сб. "Вопросы металлургии". Вып.50, М., Оборонгиз, 1961.

5. М и н к о в и ч А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М., "Металлургия", 1965.

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА ТЕКСТУРЫ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ

В работе /1/ отмечалось, что диффузионный слой, образующийся при борировании железа, преимущественно ориентирован. Нами показано наличие более или менее четко выраженной аксиальной текстуры боридных слоев, образующихся на железе, никеле, кобальте, причем ось текстуры перпендикулярна поверхности образца и совпадает с кристаллографическим направлением [001]. При этом степень совершенства текстуры зависит от технологических параметров процесса (температуры, времени и мощности диффузионного источника). Вследствие значительной анизотропии свойств различных фаз борированного слоя по кристаллографическим направлениям (в частности, нами установлена сильная анизотропия теплового расширения боридов железа /2/) наличие преимущественной ориентировки приводит к существенному изменению комплекса физико-механических свойств покрытия в целом и определяет его работоспособность.

В связи с этим особую остроту приобретает вопрос количественной оценки текстуры в диффузионных покрытиях.

Цель данной работы - разработка методики количественной оценки преимущественной ориентировки покрытий, имеющих лишь одну ось текстуры.

К количественным характеристикам текстуры относятся угол рассеяния α и степень текстурованности S , определяемая как отношение максимальной интенсивности интерференционной линии текстурованного образца к интенсивности той же линии бестекстурного образца (эталоны). Но в отдельных случаях, наряду с преимущественной ориентировкой большей части кристаллитов, определенная их часть разориентирована.

В частности, это явление характерно для диффузионных слоев, когда тонкий поверхностный слой, образовавшийся в начальные моменты насыщения, является полностью растекстурованным /3/. Для таких текстур, по нашему мнению, необходимо ввести еще одну количественную характеристику - относительное количество текстурованного вещества η , определяемое как отношение числа

кристаллитов, ориентированных в пределах угла рассеяния, к полному их количеству.

Диффузионные покрытия в большинстве случаев многофазны, поэтому определение степени текстурованности с помощью бестекстурного образца исключено (из-за неконтролируемого фазового состава). Но даже в случае однофазного покрытия при определении степени текстурованности путем сравнения интенсивностей эталона и образца может быть допущена ошибка за счет эффекта экстинкции, вследствие различного размера зерен образца и эталона. Поэтому возникает необходимость определять интенсивность интерференционной линии бестекстурного эталона, используя рентгенограмму этой же линии текстурованного образца.

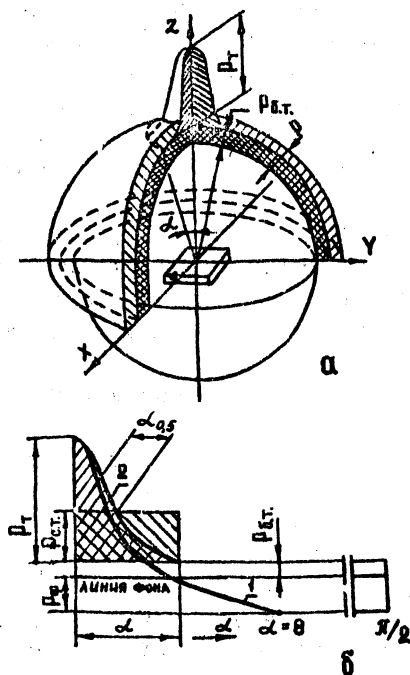


Рис.1. Сфера проекций и распределение плоской плотности плоскостей (h_kk) для аксиально текстурованного образца (а) и обработка рентгенограммы, снятой методом "поворота" (б)

Рассмотрим сферу проекций и распределение полюсной плотности плоскостей (hkl) для аксиально текстурованного образца (рис. I, а). Очевидно, что количество плоскостей (hkl) - n , участвующих в отражении, равно произведению полюсной плотности на площадь полусферы (фактор повторяемости в этом случае во внимание не принимается, так как рассматривается преимущественная ориентировка одной и той же кристаллографической плоскости):

$$n = 2\pi P. \quad (1)$$

Для текстурованного образца при тех же условиях съемки:

$$n = 2\pi P_{\delta.т.} + 4\pi \sin^2 \frac{\alpha}{2} P_{с.т.}, \quad (2)$$

где $P_{\delta.т.}$ - полюсная плотность плоскостей (hkl) кристаллитов полностью растекстурованной части слоя;

$P_{с.т.}$ - средняя полюсная плотность плоскостей (hkl) кристаллитов, преимущественно ориентированных в пределах угла рассеяния α .

Тогда полюсная плотность плоскостей (hkl), распределенная на всю сферу проекций (интенсивность бестекстурного образца), определяется по формуле

$$P = P_{\delta.т.} + 2 \sin^2 \frac{\alpha}{2} P_{с.т.} \quad (3)$$

Следовательно, относительное количество текстурованного вещества в покрытии равно

$$\eta = \frac{2 \sin^2 \frac{\alpha}{2} P_{с.т.}}{P_{\delta.т.} + 2 \sin^2 \frac{\alpha}{2} P_{с.т.}} = \frac{1}{1 + \frac{P_{\delta.т.}}{2 \sin^2 \frac{\alpha}{2} P_{с.т.}}} \quad (4)$$

Степень текстурованности диффузионного покрытия определяется по соотношению

$$\zeta = \frac{P_{\tau}}{P_{\delta.т.} + 2 \sin^2 \frac{\alpha}{2} P_{с.т.}} \quad (5)$$

Если растекстурованная часть слоя полностью отсутствует и все кристаллиты ориентированы в пределах угла рассеяния, формулы (4) и (5) упростятся

$$\eta = 1, \quad C = \frac{P_T}{2 \sin^2 \frac{\alpha}{2} P_{с.т.}}$$

Поскольку полюсная плотность пропорциональна интенсивности рентгеновских лучей на рентгенограмме, снятой методом "поворота", то необходимые данные для расчета по формулам (4) и (5) могут быть получены на основании обработки рентгенограммы, являющейся диаметральной разрезом полюсной фигуры (рис. I, б). Кривая 2 получена путем исправления кривой интенсивности I на поглощение рентгеновских лучей в материале покрытия. Поправка на поглощение может быть получена экспериментально по рентгенограмме, снятой методом "поворота" с эталонного образца, или же расчетным путем /4/.

В случае, если в анализируемом участке слоя часть кристаллитов полностью разориентирована, то кривая 2 выходит параллельно линии фона и выше ее (рис. I, б). При отсутствии растекстурованной части слоя линия, исправленная на поглощение, сливается с линией фона; эта точка выхода на линию фона (для первого случая точка выхода кривой 2 на горизонтальную прямую) соответствует максимальному углу рассеяния текстуры. Но так как определение точки выхода кривой 2 на линию фона (горизонтальную прямую) связано с большой погрешностью, что существенно влияет на определение количественных характеристик текстуры, то целесообразно угол рассеяния оценивать по углу поворота образца, приводящего к уменьшению максимальной интенсивности в 2 раза, т.е. $\alpha = 2\alpha_{0,5}$,

где $\alpha_{0,5} = \frac{S}{P_T - (P_\Phi + P_{б.т.})}$ или $\alpha_{0,5} = \frac{S}{P_T - P_\Phi}$;

P_Φ - интенсивность фона;

S - площадь на рентгенограмме, снятой методом "поворота", ограниченная исправленной на поглощение кривой 2, линией фона (горизонтальной прямой) и ординатой максимальной интенсивности

Л и т е р а т у р а

1. Минкевич А. Н. , Расторгуев Л. Н. ,
Юсфина Л. И. Митом, № 3, 1967.

2. Ляхович Л. С. , Долманов Ф. В. ,
Сурков В. В. , Туров Ю. В. Митом, № 7, 1971.

3. Ляхович Л. С. , Долманов Ф. В. ,
Сурков В. В. , Туров Ю. В. Тезисы докладов Все-
союзного совещания "Прогрессивные методы термической обработки",
М., 1971.

4. Хейкер Д. М. , Зевин Л. С. Рентгеновская
дифрактометрия. М., Физматгиз, 1963.

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЖЕЛЕЗО-МЕДНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

В настоящее время все шире используются железо-медные композиции, получаемые пропиткой железного карбидса медью. Обладая удовлетворительной объемной прочностью ($\sigma_b \approx 70 \text{ кг/мм}^2$), они имеют низкие твердости, окислительную и коррозионную стойкость. Настоящая работа является попыткой в какой-то степени устранить указанные недостатки.

Ниже приведены результаты исследования процессов борирования и алитирования железо-медных композиций.

Основная часть исследования выполнена на образцах состава 75% (ПЖ2М2, фракция 0,16-0,20 мм) + 25% Си. Плотность образцов после пропитки составляла 96-99%. Изучение влияния содержания меди на формирование диффузионных покрытий выполнено на образцах, изготовленных из железного радиотехнического порошка марки Р-20. Плотность образцов после пропитки составляла 97-99%, содержание меди - 45; 35; 25. Изучение кинетики процессов насыщения, а также окислительной и коррозионной стойкости обработанной металлокерамики выполнено на образцах диаметром 20 и толщиной 5 мм, износостойкости - на образцах размером 10x10x30 мм. При алитировании для сравнения обрабатывали образцы электротехнической меди и армко-железа.

Борирование проводили в расплаве 70% бора + 30% В₄С. Кинетику процесса изучали при температурах 900, 950, 980°C, время борирования составляло 1, 3 и 5 часов. Попытка борирования при температуре 1000°C оказалась неудачной, так как наблюдалось подплавление образцов с поверхности, что, вероятно, связано с понижением температуры солидус двойного твердого раствора (Fe + Си) при взаимодействии с бором и, возможно, образованием сложной эвтектики. Влияние условий борирования на глубину и строение боридного слоя показано в таблице I.

Т а б л и ц а I

Влияние условий борирования на глубину и строение боридного слоя

Режим борирования		Г л у б и н а с л о я , м к	
t, °C	τ, часы	сплошного слоя	полная глубина (по концам игл боридов)
900	I	30	35
	3	90	120
	5	120	160
950	I	50	75
	3	110	165
	5	155	220
980	I	390	390
	3	280	280
	5	95	165

Боридный слой, образовавшийся при температурах 900 и 950°C, имеет типичное игольчатое строение. Между иглами боридов расположены участки сложного твердого раствора на основе меди ($\text{Cu} + \text{Fe} + \text{B}$) с микротвердостью 140-150 кг/мм². Микротвердость твердого раствора на основе меди в сердцевине образцов ($\text{Cu} + \text{Fe}$) составляет 90-100 кг/мм², на основе железа ($\text{Fe} + \text{Cu}$) - 160-170 кг/мм². Формирование боридных игл происходит по железной основе, участки твердого раствора на основе меди замыкаются островками между боридными иглами.

Совершенно иная картина наблюдается при температуре борирования 980°C. При выдержке I час происходит резкое изменение микроструктуры металлокерамики на глубине до 400 мк. Диффузионный слой состоит из чередующихся участков боридов ($H_{50} \approx 1250$), не имеющих определенной ориентации, и участков сложного твердого раствора на основе меди. Между диффузионным слоем и основой образуется медная оторочка с повышенной пористостью. Поверхность образцов при этом становится шероховатой. При увеличении времени борирования до 5 часов формируется нормальный боридный слой игольчатого строения с ориентацией боридных игл перпендикуляр-

но поверхности образцов, пористость медной оторочки уменьшается, а качество поверхности улучшается. Глубина диффузионного слоя при этом уменьшается.

Увеличение содержания меди в металлокерамике приводит к уменьшению глубины боридного слоя (табл.2) при сохранении его игольчатой структуры.

Т а б л и ц а 2

Влияние количества меди в металлокерамике на глубину и строение боридного слоя ($t = 950^{\circ}\text{C}$)

Время борирования, часы	Глубина слоя /мм/ при содержании меди, %					
	25		35		45	
	сплошного	полная	сплошного	полная	сплошного	полная
1	50	65	40	55	35	45
2	100	140	80	120	60	95
5	135	200	110	150	70	130

Боридный слой при всех режимах насыщения и составах металлокерамики состоит преимущественно из фазы Fe_2B , количество FeB невелико и его присутствие обнаруживается лишь рентгеноструктурным анализом. С увеличением времени борирования содержание высокобористой фазы в слое несколько возрастает.

Чистота поверхности металлокерамики, борированной при температурах ниже 980°C выше, чем исходной.

Износостойкость борированной по режиму ($t = 900^{\circ}\text{C}$, $\tau = 5$ часов и $t = 950^{\circ}\text{C}$, $\tau = 5$ часов) железо-медной металлокерамики, определенная с помощью машины типа Шкода-Савина (X2M), примерно в 40 раз выше, чем исходной. За время испытаний, составлявшее 30 минут, протирания боридного слоя не наблюдалось.

При испытаниях в водных растворах кислот установлено, что разрушение борированной металлокерамики происходило локализованно по дефектам (поверхностным порам), имевшимся в исходном материале. Таким образом, улучшение качества поверхности исходной металлокерамики может быть дополнительным резервом повышения ее стойкости.

А л и т и р о в а н и е осуществляли из смеси (10% Al + 90% Al₂O₃) + 0,5% NH₄Cl . Попытка увеличить насыщающую способность смеси путем увеличения содержания алюминия привела к резкому ухудшению качества поверхности металлокерамики. Поэтому все дальнейшие исследования проведены с использованием указанной выше смеси. Влияние условий алитирования на глубину диффузионного слоя отражено в таблице 3.

Т а б л и ц а 3

Влияние условий алитирования на глубину алитированного слоя

Режим насыщения		Глубина слоя, мк		
t, °C	τ, часы	Fe	Cu	Fe + Cu
850	4	30	40	0
900	4	65	100	50
950	4	130	360	180
	2	165	600	150
1000	4	245	800	355
	6	- *	1000	450

*Слой скалывается.

Алитированный слой на железе состоит преимущественно из твердого раствора. Структура диффузионного слоя на меди более сложна и соответствует структуре алюминиевой бронзы. При температуре 950°C в поверхностной зоне диффузионного слоя наблюдается эвтектоидный распад $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$, возможный лишь при содержании алюминия выше 10%. Алюминиевый слой на Fe + Cu металлокерамике состоит из чередующихся участков твердых растворов на основе железа и меди. При некоторых режимах насыщения в этих участках наблюдается распад с выделением неустановленных интерметаллидов. Четкой границы диффузионного слоя на меди и металлокерамике не наблюдается, границу алитированного слоя фиксировали по изменению травимости.

Чистота поверхности металлокерамики с ростом температуры алитирования повышается.

Увеличение содержания меди в металлокерамике с 25 до 35 и 45% приводит соответственно к образованию алитированного слоя толщиной в 230, 280 и 330 мк (режим насыщения $t = 1000^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3$ часа). При этом поверхность металлокерамики при всех составах чистая, гладкая, без следов налипания смеси и сколов.

При изучении окалинстойкости медь и металлокерамику обрабатывали по режиму $t = 1000^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2$ часа. Испытания на окалинстойкость проводили в муфельной печи в воздушной атмосфере при температуре 750°C в течение 5, 15 и 25 часов. Повышение окалинстойкости для меди составило соответственно 13, 13 и 17 раз, для металлокерамики - 10, 12 и 14 раз.

После испытаний на поверхности образцов образуется пленка окислов синего цвета. На исходных образцах она прочно связана с поверхностью и склонна к отслаиванию. На алитированной меди и металлокерамике окисная пленка прочно связана с поверхностью образцов и отслаивания ее в процессе испытания не происходит. В результате чистота поверхности алитированных образцов после испытаний значительно лучше, чем исходных.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ АЗОТА В ПОРОШКОВЫХ СПЛАВАХ НА НИКЕЛЕВОЙ
ОСНОВЕ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ХРОМА И БОРА

Существующие методики по определению азота в сталях и сплавах объемным методом с аспирацией, применяемые в лабораториях ЦНИИЧЕРМЕТА, НИИТАВТОПРОМА и др. использовались в нашей лаборатории с успехом для определения азота в сталях.

При анализе порошкового сплава на никелевой основе типа "Колманой" (табл. I) удовлетворительных результатов по указанной выше методике получить не удалось вследствие неполного разложения навески порошкового сплава, содержащего нитриды и карбонитриды с повышенной устойчивостью к разложению.

Опыты по растворению навески по методике для нитридов и карбонитридов, не разлагаемых кислотами (методом мокрого сплавления со смесью персульфата калия и сернокислого калия или сернокислого калия с серной кислотой) / I/ к удовлетворительным результатам также не привели.

В этой связи целью исследования ставилась разработка методики полного разложения нитридов и карбонитридов повышенной устойчивости в порошковых сплавах типа "Колманой" для дальнейшего определения азота объемным методом с аспирацией.

Т а б л и ц а I

Марка образца	Содержание элементов, %					
	Ni	C	Cr	Si	Fe	B
ПГ-ХН80 CP2-42 Основа	0,5-0,25	12-15	2-4	Не более 7	1,6-2,1	
ПГ ХН80 CP2-48 - " -	0,3-0,6	12-15	2-4	" -	2-2,8	
ПГ ХН80 CP2-52 - " -	0,3-0,6	12-15	2-4	" -	2-2,8	
ПГ ХН80 CP2- - " -	0,3-0,6	12-15	1,5-3	Не более 5	1,5-2,5	
ПГ ХН80 CP3 - " -	0,4-0,8	12-16	2,5-4,5	" -	2-3	
ПГ ХН80 CP4 - " -	0,6-1,0	13-17	3-5	" -	2,5-4,5	

Для разложения трудноразрушающихся нитридов и карбонитридов в исследуемых порошках предложено применение энергичных плавней типа $K_2S_2O_7$ (пиросерноокислый калий). Его выбор обусловлен тем, что пиросерноокислый калий обладает сильным окислительным свойством благодаря наличию связи $S-O-S$ ($KO-SO_2-O-SO_2-OK$). Потеря активного кислорода наступает при $130^\circ C$, а около $250^\circ C$ начинается отщепление SO_3 , которая характеризуется сильными окислительными свойствами (восстанавливается обычно до SO_2). Молекула SO_3 имеет структуру плоского треугольника с атомом серы в центре ($d(SO) = 1,43 \text{ \AA}$). Для энергии и силовой константы связи $S=O$ даны значения 104 ккал/моль и $K = 0,2$. Молекула же серной кислоты (H_2SO_4) имеет структуру искаженного тетраэдра с атомом серы около центра и характеризуется следующими параметрами: $d(S-OH) = 1,53 \text{ \AA}$, $d(S=O) = 1,46 \text{ \AA}$, $K = 9,1 / 2$.

Видимо, в связи с этим отличием в строении молекулы пиросерноокислого калия от других плавней, содержащих соединения серы с кислородом, можно объяснить различие окислительных свойств.

Сплавление проводилось по следующей методике: навеска $0,5$ г растворялась в 20 мл серной кислоты (1:4) и в 10 мл фосфорной кислоты (1,70) в колбе на 100 мл с затвором (растворение проводят в серной кислоте, так как в порошке содержится до 17% Cr). Оставшийся осадок быстро фильтруется на беззольный фильтр, затем промывается небольшими порциями дистиллированной воды и прокаливается. К прокаленному осадку добавляется растертый в ступке пиросульфат калия. Сплавление осадка с пиросульфатом калия проводилось в муфельной печи при невысокой ($\sim 600^\circ C$) температуре.

После полного сплавления осадка выщелачивание выкристаллизовавшихся солей производится в фильтрате. Раствор получается прозрачным.

Полученный таким образом раствор подвергают отгонке аммиака, который затем оттитровывают $0,005 N$ раствором серной кислоты в установке, схема которой имеется в обычно применяющихся методиках /1/. Через весь ход анализа проводится контрольный опыт на содержание азота в реактивах и пробе стандартного образца с известным содержанием азота.

В результате проделанной работы были получены стабильные данные содержания азота в порошках на никелевой основе типа

"Колманой" с высоким содержанием хрома и бора.

Л и т е р а т у р а

1. Яковлев П. Я. , Яковлева Е. Ф. Технический анализ в металлургии. Металлургиздат, 1963.
2. Некрасов Б. В. Основы общей химии, т. I. "Химия", 1965.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ
СВОЙСТВ НИЗКОСЕРНИСТОГО КОВКОГО ЧУГУНА

В развитии производства ковкого чугуна наметилось два основных направления, которые позволяют существенно повысить качественные и технико-экономические характеристики этого конструкционного материала. К ним относятся расширение производства отливок из ковкого перлитного чугуна и использование в качестве плавильных агрегатов электрических печей. Применение ковкого чугуна со структурой зернистого перлита дает возможность на 15-20% снизить вес деталей, сохраняя относительно хорошую обрабатываемость металла резанием [1]. Перевод литейных цехов на электроплавку чугуна решает, с одной стороны, важный вопрос использования дешевых шихтовых материалов, включающих стальные и чугунные отходы собственного и отраслевого производства [2], а также обеспечивает снижение вредных примесей в сплаве и стабильность технологического процесса.

В настоящей работе исследовалось влияние серы, марганца и кремния на формирование структуры, а также на механические и технологические свойства перлитного ковкого чугуна. В качестве исходного использовался чугун, содержащий 2,75±2,85% С; 0,90±1,03% Si ; 0,018±0,020% S ; 0,023±0,05%P; 0,05% Cr; 0,20%Mn, который получали путем науглероживания армко-железа в лабораторной индукционной печи. Содержание серы, марганца и кремния в исследуемых чугунах изменялось в следующих пределах: 0,018±0,13% S ; 0,2±1,2% Mn ; 1,00±1,45% Si . Из чугуна отливались в сухих песчаных формах образцы для определения ударной вязкости размером 10x10x50 мм образцы для изучения отжигаемости чугуна, а также технологические пробы, позволяющие оценивать отбел и жидкотекучесть. Образцы для определения ударной вязкости подвергались термической обработке, состоящей из быстрого нагрева до температуры 950°C, 5-часовой выдержки, нормализации и сфероидизирующего эвтектоидный цементит отжига при 700±10°C в течение 7 часов. Скорость распада цементита на высокотемпературной стадии отжига изучалась выдержкой образцов при 950°C в течение

0,5; 1,0; 2,0; 3,0; 4,0 и 5,0 часов. Применение для плавки чугуна электропечей позволяет значительно снизить концентрацию в нем серы. При неизменном содержании марганца это приводит к резкому увеличению отношения Mn/S (от 2 до 30 и более), оказывая существенное влияние на механические свойства ковкого чугуна со структурой зернистого перлита.

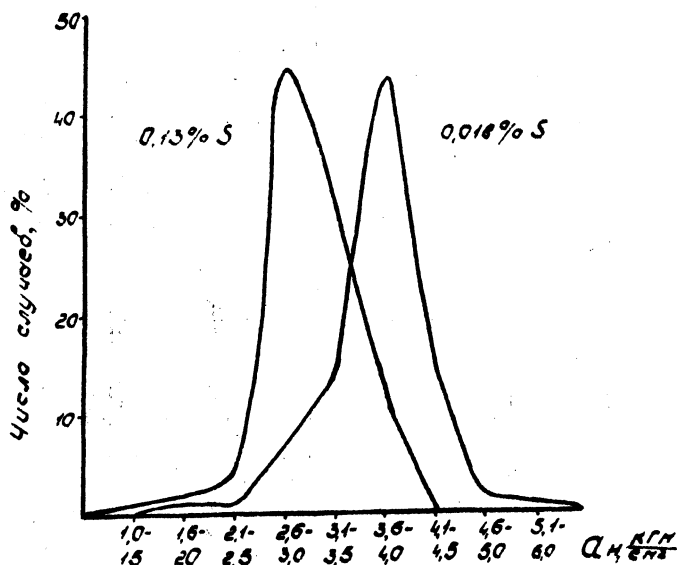


Рис. I. Частотные кривые

На рис. I приведены частотные кривые значений ударной вязкости по результатам испытания 100 образцов низкосернистого и 100 образцов высокосернистого ковких чугунов. Из рисунка видно, что уменьшение концентрации серы от 0,13 до 0,016% обеспечивает повышение ударной вязкости перлитного ковкого чугуна примерно в 1,5 раза. При этом сокращается продолжительность отжига чугуна на первой стадии графитизации, а также ускоряется процесс сфероидизации эвтектоидного цементита. Микроструктурный анализ отожженных образцов с различным содержанием серы показал, что перлит в низкосернистом сплаве после 7-часовой выдержки при температуре

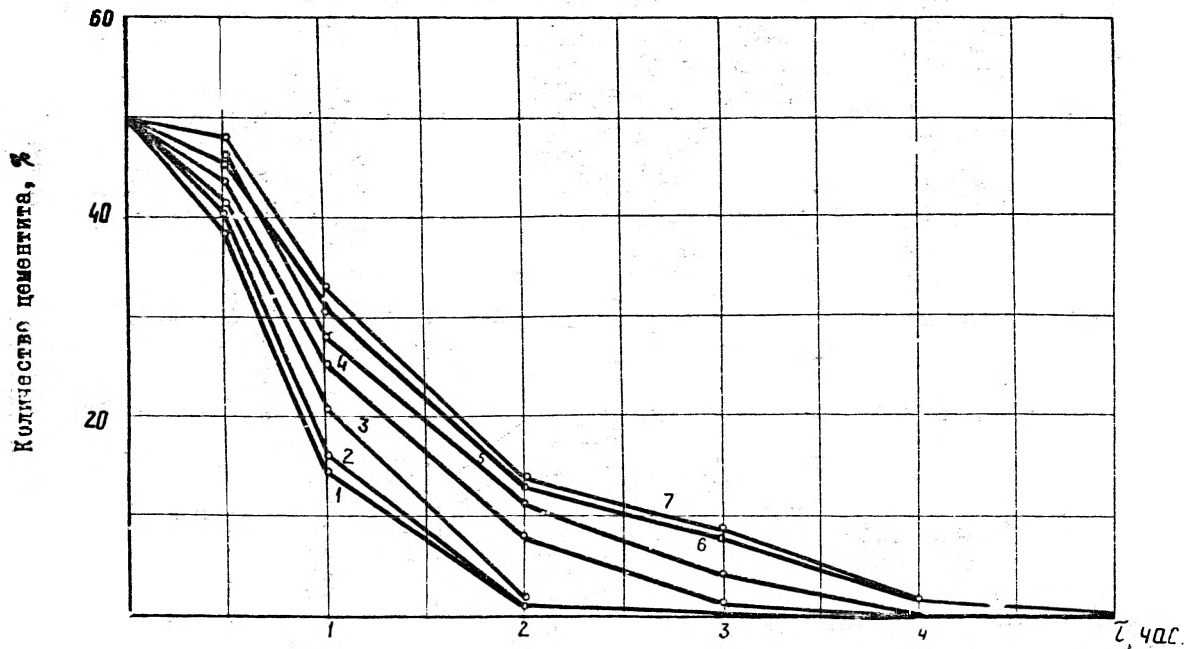


Рис.2. Кинетика распада цемента в зависимости от содержания Мп:

1. 0,20 - 0,21% Мп

2. 0,40 - 0,41% Мп

3. 0,60 - 0,61% Мп

4. 0,80 - 0,82% Мп

5. 0,55% Мп; 0,09% S

6. 1,00 - 1,02% Мп

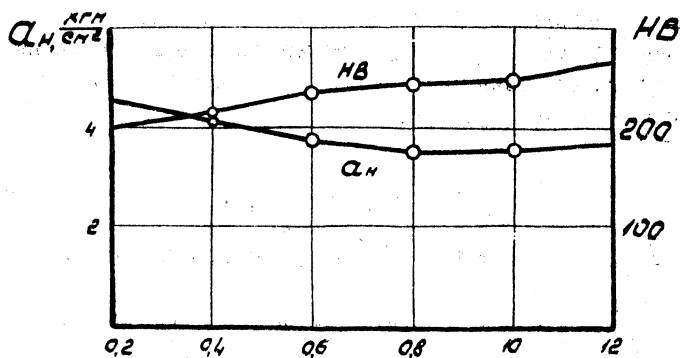
7. 1,20 - 1,21% Мп

700° полностью имеет зернистую структуру, в то время как в высокосернистом ковком чугунае значительное количество перлита остается пластинчатым.

С целью выяснения влияния марганца на структуру и свойства низкосернистого ковкого чугуна с зернистой структурой перлита в шихту вводили 75% ферромарганца из расчета 0,2; 0,4; 0,6; 0,8; 1,0; 1,2% Mn .

Представленные на рис.2 результаты измерения скорости распада цементита на первой стадии отжига указывают на то, что марганец при увеличении его содержания в расплаве до 1,2% тормозит процесс графитизации. Однако сравнение скоростей распада цементита при отжиге низкосернистого ковкого чугуна и ковкого чугуна, выплавляемого на Минском автозаводе, показало, что даже при содержании 0,8% Mn графитизация низкосернистого чугуна идет более интенсивно, чем чугуна обычного заводского состава, содержащего 0,55% марганца и 0,097% серы. При этом марганец не оказывает существенного влияния на количество включений углерода отжига, но несколько улучшает их форму.

В процессе сфероидизирующего отжига марганец тормозит процесс подкритической графитизации, увеличивая количество связанного в чугунае углерода. Последнее приводит к некоторому повышению твердости чугуна и незначительному снижению ударной вязкости.



Добавка марганца, вес %

Рис.3

В противоположность марганцу кремний, при увеличении его содержания в сплаве от 1,0 до 1,45% (при 0,8% Mn), ускоряет процесс подкритической графитизации, понижая плотность перлита и увеличивая количество ферритной составляющей. Это приводит к снижению твердости перлитного ковкого чугуна и повышению ударной вязкости от 3,5 до 4,9 кгм/см².

Анализ технологических проб на отбел доказал, что повышение концентрации марганца закономерно увеличивает склонность низкосернистого чугуна к отбелу. Глубина отбела по клиновой пробе для низкосернистого чугуна с 0,8% Mn примерно равна глубине отбела чугуна обычного заводского состава. Зависимость жидкотекучести от величины добавки марганца в сплаве имеет экстремальный характер. Марганец при содержании до 0,6% повышает жидкотекучесть белого чугуна за счет раскисления сплава и частичной десульфурации, однако дальнейшее увеличение содержания марганца снижает жидкотекучесть. Это связано, по-видимому, с уменьшением интервала затвердевания чугуна, так как марганец смещает точку эвтектического превращения вправо.

Таким образом, резкое увеличение отношения Mn/S, достигаемое за счет снижения концентрации серы в процессе электроплавки чугуна, обеспечивает улучшение как механических, так и технологических свойств ковкого чугуна со структурой зернистого перлита. При этом оптимальным следует считать содержание серы 0,02% и марганца 0,8%. Учитывая тот факт, что кремний понижает склонность чугуна к отбелу и может вызвать графитизацию в процессе затвердевания, содержание его в чугуне с низкой серой не должно превышать 1,0+1,1%.

Л и т е р а т у р а

1. Х о р о ш е в а М. И. Автореферат канд. дисс. Новочеркасск, 1972.
2. И в а н о в Д. И. "Литейное производство", 1971, № 3.

ДИФФУЗИОННОЕ НАСЫЩЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ БОРОМ И АЛЮМИНИЕМ

Применение методов химико-термической обработки для повышения износостойкости титановых сплавов приобретает все больший интерес. В настоящей работе предпринята попытка изучения структуры, фазового состава и некоторых физикомеханических свойств бороалитированных покрытий на α - и β -титановых сплавах. Насыщение образцов из α -сплава (типа ВТ) и β -сплава, легированного β -модификаторами молибденом и цирконием, проводилось при 950°C в течение 6 часов из порошкообразной смеси алюминия, борного ангидрида и балластной добавки Al_2O_3 в следующем соотношении (вес.%): Al-25, B_2O_3 -25, Al_2O_3 -50. Получение активного бора осуществлялось в результате алюминотермического восстановления борного ангидрида /1/. При насыщении α -сплава образовались двухфазные покрытия, состоящие из слоя боридов титана, вероятно, легированного алюминием, глубиной до 20 мкм, и слоя алюминидов титана и твердого раствора алюминия и бора в α -титане глубиной 100-120 мкм. На β -сплаве глубина слоев составляла соответственно 15-17 и 70-80 мкм. Микротвердость поверхностного слоя боридов составила H_{50} 2000-2300, слоя алюминидов и твердого раствора H_{50} - 300-500.

Пикнометрическая плотность боридного покрытия составила 3,4 г/см³, в то время как рентгенографическая плотность фазы Ti_2B_2 - 4,3 г/см³, что обусловлено некоторой пористостью покрытия и легированием его алюминием.

Удельное электросопротивление ρ боридного покрытия на α -сплаве (47 мком·см) практически не отличается от электросопротивления основного металла (45 мком·см), а ρ боридного покрытия на β -сплаве (70 мком·см) намного меньше ρ основного металла (160 мком·см).

Модули упругости боридов, измеренные по методике, изложенной в /2/, составили для α -сплава $2,9 \cdot 10^4$ кг/мм² и для β -сплава $3,2 \cdot 10^4$ кг/мм². Значения модулей использованы для расчета остаточных напряжений, полученных тензометрическим способом (рис.1). Зона боридов в β -сплаве сильно растянута, а

а зона алумидов и твердого раствора сжата. Последнее вызвало снижение коэффициента термического расширения этой зоны и соответственно значительное увеличение напряжения сжатия (до 50 кг/мм^2).



Рис.1. Остаточные напряжения в α - сплаве (кривая 1) и β - сплаве (кривая 2)

Бороалитирование α - сплава привело к формированию более плотной эпюры остаточных напряжений.

Износостойкость бороалитированного α - сплава в 6-7 раз, а β - сплава только в 2-4 раза выше, чем у основного металла, что обусловлено лучшим качеством слоя на α - сплаве и меньшими градиентами остаточных напряжений.

Л и т е р а т у р а

1. Мартынюк М. Н. и др. Состав для бороалитирования. Положительное решение на заявку № 1653743/22-I от 25 сентября 1972.

2. Ляхович Л. С., Кулик А. Я. "Заводская лаборатория", № 8, 1972.

ПРОЧНОСТЬ СТАЛЬНЫХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

По наиболее распространенным теориям [1-2], используемым для анализа прочности материала, находящегося в условиях контактных нагрузений, оценка прочности материала ведется с учетом расчетных составляющих нормальных σ и касательных τ напряжений или по приведенным напряжениям, устанавливаемым тем или иным способом посредством σ и τ .

Расчет σ и τ проводится в соответствии с теориями Геста-Мора или Губера-Мизеса-Генки.

Этим теориям свойственны недостатки. Первая не учитывает влияние среднего главного напряжения σ_2 , а вторая не отражает разносопротивляемости материала растяжению и сжатию.

В настоящей статье для расчета зубчатых колес на контактную прочность используется теория, выдвинутая Ф.А.Опейко [3,4], которая восполняет недостатки теорий Геста-Мора и Губера-Мизеса-Генки и является их дальнейшим развитием.

При $\sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$, условие достаточной прочности по [3,4]

$$\sigma_3 - \sigma_1 < 2 \sqrt{1 + K^2 f^2} \frac{(\tau + \tau_0)}{n} + K f \left[\left(\sqrt{1 + K^2 f^2} - K f \right) \sigma_3 + \left(\sqrt{1 + K^2 f^2} + K f \right) \sigma_1 \right], \quad (4)$$

где n - коэффициент запаса прочности;

K - поправочный коэффициент для любого напряженного состояния.

$$K = \frac{1}{\sqrt{1 - \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\sigma_3 - \sigma_1} + \left(\frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\sigma_3 - \sigma_1} \right)^2}},$$

f - коэффициент внутреннего трения материала по площадке, где может произойти скольжение в процессе разрушения;

τ - разрушающее тангенциальное напряжение;

τ_0 - разрушающее тангенциальное напряжение сцепления.

Левую часть уравнения (4) будем называть приведенным напряжением, а правую часть расчетным допускаемым напряжением.

По аналогии с различными теориями прочности оценку напряженного состояния зубчатых колес будем производить по приведенным эквивалентным растягивающим напряжениям. Максимальное значение этих напряжений находится на некоторой глубине от поверхности контакта. Оценка прочности материала колес по глубинным напряжениям хорошо согласуется и при расчетах колес, подвергнутых поверхностному упрочнению, когда напряженное состояние неупрочненной сердцевины может оказаться лимитирующим.

Приведенные напряжения для различных координат точек от центра опорной площадки контактируемых зубьев определяются по формуле:

$$\sigma_{пр} = \frac{\sigma_3 - \sigma_1}{\sqrt{1 + k^2 f^2}} - f \frac{(\sqrt{1 + k^2 f^2} - kf)\sigma_3 + (\sqrt{1 + k^2 f^2} + kf)\sigma_1}{\sqrt{1 + k^2 f^2}} - 2\tau_0 \quad (6)$$

Максимальные значения глубинных приведенных напряжений оценивают путем сравнения с допускаемыми напряжениями пределов выносливости при пульсирующем растяжении или с допустимыми напряжениями при сдвиге, устанавливаемыми тем или иным способом.

Значение коэффициента внутреннего трения материала на площадках сдвига определяется по результатам испытания образцов на срез, сжатие, растяжение, а для пластичных материалов по его твердости.

Для сравнения условия достаточной прочности (4) с результатами экспериментальных данных, были изготовлены образцы из стали 40Х закаленные, улучшенные и нормализованные по ГОСТ 1497-61 и 3565-58 и испытаны на растяжение, сжатие и срез. С целью уменьшения погрешностей эксперимента, образцы для испытания на кручение изготавливались полыми с толщиной стенки в местах выточки - 1 мм.

По результатам проведенных испытаний стандартных образцов получены следующие данные механических характеристик материала (табл. I).

Т а б л и ц а I

ст. 40X	Результаты испытаний						Кoeff. трения	
	растяжение		кручение		сжатие			твёрдость
	σ_{δ} , кг/мм ²	σ_{τ} , кг/мм ²	τ_{σ}^* , кг/мм ²	τ_{τ} , кг/мм ²	σ_{δ} , кг/мм ²	σ_{τ} , кг/мм ²	НВ	
Нормализованные	73	42	38,5	29,0	-	46	210	0,487
Улучшенные	90	75	52	46	-	120	260	0,442
Закаленные	145	127	86	78	252	187	402	0,39

Коэффициент внутреннего трения f определялся по формуле, полученной при аналитическом исследовании процесса разрушения элементарного параллелепипеда материала, подвергнутого растяжению, сжатию и срезу.

$$f = \frac{\sigma_{\delta}}{4\tau_{\sigma}^*} - \frac{\tau_{\tau}^*}{\sigma_{\delta}}, \quad \tau_{\sigma}^* = \tau + \tau_{\sigma} \quad (7)$$

Для улучшенных и нормализованных образцов, когда предел прочности при сжатии установить не представляется возможным, коэффициент f определялся по формуле [4]:

$$f = 0,4 + 3 \left(\sqrt{\frac{НВ}{\tau_{\sigma}^*}} - 2,84 - 0,472 \right)$$

Наряду с образцами были испытаны на контактную прочность прямозубые цилиндрические зубчатые колеса $Z_1 = Z_2 = 35$; $m = 3$ мм, $b = 16$ мм из стали 40X, термообработка и твердость которых соответствовали изготовленным образцам. Испытания проводились на стенде с замкнутым силовым контуром. По результатам испытаний были построены кривые долговечности при базовом числе циклов нагружения 10^7 .

В таблице 2 приводятся пределы выносливости зубчатых колес.

Т а б л и ц а 2

Сталь 40X	[q] кг/мм	[M] кг·см
Нормализованная	8,34	657
Улучшенная	12,79	1164
Закаленная	33,37	2825

Для значений допустимых удельных нагрузок Q , полученных в результате эксперимента были определены величины главных напряжений $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ по глубине ($Z = 0+2,3a$) от центра опорной площадки. Где a - полуширина площадки контакта; Z - координата точки, расположенной на оси, совпадающей с направлением сжимающей силы.

Значения $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ можно установить на основе формул [2].

При $\mu = 0,5$ и упругих постоянных Ламэ $\lambda = \infty$ и $\nu = \frac{1}{3} E$

$$\sigma_1 = \frac{2q}{\pi a} \left(1 - \frac{\text{sh} \alpha}{\sqrt{\text{sh}^2 \alpha + \sin^2 \beta}} \right) e^{-\alpha} \sin \beta, \quad (16)$$

$$\sigma_2 = \frac{2q}{\pi a} e^{-\alpha} \sin \beta, \quad (17)$$

$$\sigma_3 = \frac{2q}{\pi a} \left(1 + \frac{\text{sh} \alpha}{\sqrt{\text{sh}^2 \alpha + \sin^2 \beta}} \right) e^{-\alpha} \sin \beta. \quad (18)$$

Полуширина площадки контакта "а" определяется по формуле 3

$$a = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\left(\frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2} \right) q \frac{\rho_1 \rho_2}{\rho_1 + \rho_2}},$$

где ρ_1, ρ_2 - радиусы кривизны профиля зубьев в полусе зацепления, $\rho_1 = \rho_2 = 18$ мм.

Таблица 3

Z α	Нормализованные $\rho = 8,34$ кг/мм					Улучшенные $\rho = 12,79$ кг/мм					Закаленные $\rho = 33,37$ кг/мм					K
	G_1 кг/мм ²	G_2 кг/мм ²	G_3 кг/мм ²	$G_{пр}$ кг/мм ²	ξ	G_1 кг/мм ²	G_2 кг/мм ²	G_3 кг/мм ²	$G_{пр}$ кг/мм ²	ξ	G_1 кг/мм ²	G_2 кг/мм ²	G_3 кг/мм ²	$G_{пр}$ кг/мм ²	ξ	
0	65,18	65,18	65,18	-63,50	-1,02	80,77	80,77	80,77	-71,40	-1,13	130,45	130,45	130,45	-101,75	-1,28	1,0
0,2a	42,92	53,39	63,85	-38,11	-1,71	53,18	66,15	79,12	-33,26	-2,43	85,89	106,33	127,77	-43,54	-2,92	1,154
0,3a	35,84	48,30	60,76	-22,27	-2,92	47,41	59,85	75,29	-22,88	-3,52	71,72	96,66	121,60	-28,00	-4,66	1,154
0,4a	27,80	44,13	60,46	-10,52	-6,2	34,45	54,68	74,91	-8,97	-9,00	55,63	88,31	120,98	-6,80	-19,20	1,154
0,5a	22,10	40,02	57,96	-3,33	-21,5	27,37	49,59	71,81	-0,61	-133,5	44,21	80,10	115,97	5,72	22,8	1,154
0,6a	18,00	36,63	55,39	-1,42	46,0	22,31	45,39	68,63	4,86	16,6	36,03	73,31	110,85	13,81	9,45	1,154
0,7a	14,52	34,03	53,52	5,63	11,6	17,99	42,16	66,32	9,75	8,28	29,05	68,10	107,10	21,07	6,20	1,154
0,3a	11,81	31,42	51,00	8,36	7,8	14,64	38,93	63,19	12,82	6,30	23,64	62,87	102,05	25,45	5,12	1,154
0,9a	9,68	29,33	49,00	10,50	6,2	12,00	36,34	60,70	15,24	5,3	19,37	58,70	98,03	28,95	4,52	1,154
1,0a	7,93	27,00	46,04	11,60	5,62	9,83	33,44	57,05	16,36	4,92	15,87	54,00	92,13	30,33	4,25	1,154
1,1a	6,54	25,16	43,78	12,50	5,21	8,10	31,18	54,25	17,32	4,66	13,10	50,35	87,61	31,53	4,15	1,154
1,2a	5,45	23,60	41,74	13,09	5,0	6,75	29,24	51,72	17,89	4,52	10,91	47,22	83,54	32,77	4,00	1,154
1,3a	4,61	22,16	39,72	13,49	4,84	5,71	27,46	49,21	18,06	4,47	9,22	44,35	79,48	32,16	4,06	1,154
1,5a	3,30	19,75	39,10	14,93	4,36	4,08	24,74	44,86	18,00	4,48	6,60	39,52	72,45	31,74	4,12	1,154
1,7a	2,48	17,73	32,98	10,00	6,51	3,07	21,97	40,86	17,38	4,66	4,96	35,48	66,00	30,31	4,30	1,154
2,0a	1,62	15,32	29,01	8,38	7,78	2,01	18,98	35,95	16,24	4,96	3,25	30,35	58,06	28,17	4,61	1,154
2,3a	1,08	13,55	26,00	7,23	9,0	1,34	16,80	32,17	15,20	5,32	2,17	27,13	51,96	26,20	4,97	1,154

В табл.3 приводятся значения $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, \sigma_{np}, K$, и ξ для нормализованных улучшенных и закаленных зубчатых колес.

ξ - коэффициент контактной прочности материала, характеризующий во сколько раз наибольшие нормальные давления на поверхности сжимаемых тел больше $2(\tau + \tau_0)$ или σ_{np} .

Из таблицы 3 видно, что минимальное значение коэффициента контактной прочности ξ_{min} и соответствующее ему максимальное значение приведенных напряжений находится для нормализованных колес на глубине $Z = 1,5a$, улучшенных $Z = 1,3a$, закаленных $Z = 1,2a$. Соответствующие значения σ_{np} : $14,93 \text{ кг/мм}^2$, $18,16 \text{ кг/мм}^2$, $32,77 \text{ кг/мм}^2$. Полученные значения σ_{np} для рассчитываемого уровня нагружения являются допустимыми и соответствуют примерно пределу выносливости материала при пульсирующем растяжении.

Таким образом, расчетные данные и данные экспериментов подтверждают возможности производить оценку прочности зубчатых колес по приведенным глубинным эквивалентным растягивающим напряжениям, допустимые значения которых соответствуют пределу выносливости материала при пульсирующем напряжении или допустимым удвоенным значениям напряжений сдвига $2(\tau + \tau_0)/n$.

Положительной особенностью рассмотренного метода расчета зубчатых колес на контактную прочность является возможность устанавливать допускаемые значения поверхностных контактных напряжений с учетом механических характеристик материала колес, а именно:

$$[\sigma]_K = \xi_{min} \cdot \sigma_{np} = \xi_{min} \frac{2(\tau + \tau_0)}{n} \quad (20)$$

Минимальное значение коэффициента контактной прочности можно определять по формуле, полученной по данным обработки результатов расчетов при различных значениях коэффициента внутреннего трения материала

$$\xi_{min} = 1,89 + 3,04 f + 6,07 f^2$$

В ы в о д ы

Таким образом, представляется возможным оценку усталостной контактной прочности стальных зубчатых колес проводить по характеристикам статической прочности материалов.

Л и т е р а т у р а

1. Д и н и к А. Н. Избранные труды т. I, Киев. Изд-во АН УССР, 1952.
2. Б е л я е в Н. М. Труды по теории упругости и пластичности. М.-Л, Стройиздат, 1950.
3. О п е й к о Ф. А. Расчетные напряжения (теория прочности). Минск, 1960.
4. О п е й к о Ф. А. Новый метод расчета на контактную прочность. Труды научной конференции ЦНИИМЭСХ 1962г. Минск, Изд-во Министерства высшего и среднего специального образования БССР, 1962.

К МЕТОДИКЕ ПРЕЦИЗИОННЫХ ИСПЫТАНИЙ НА ИЗНОС
ДИФфуЗИОННО УПРОЧНЕННЫХ СТАЛЕЙ

В большинстве случаев для исследования износостойкости диффузионно упрочненных сталей используются схемы и методы, ранее применяемые для испытания на износ сплошных материалов (машина типа МИ). Однако в силу ряда причин эти методы и схемы мало пригодны для исследования износа тонких слоев, получаемых методами химико-термической обработки. Это связано со следующим:

- а) трудоемкостью притирки образца и контртела непосредственно перед испытанием;
- б) наличием элементов резания по кромкам образца, что в случае тонких покрытий с повышенной хрупкостью (карбидные) делает невозможным прецизионное исследование их износа;
- в) низкой чувствительностью силоизмерительного устройства;
- г) отсутствием самоустановки образца и контртела;
- д) неравномерным (клинообразным) износом поверхностного слоя образца в случае схемы "сухарик - ролики";
- е) отсутствием возможности размещения нагревательного устройства.

Анализ ряда работ /1,2/, в том числе выполненных на кафедре металловедения Белорусского политехнического института, позволяет сформулировать требования к схеме испытаний и соответствующей машине износа. Для этого необходимы:

- 1) широкий диапазон скоростей скольжения и удельных давлений;
- 2) низкий уровень вибраций;
- 3) отсутствие элементов резания по кромкам образца и неравномерности истирания;
- 4) самоустановка образца;
- 5) возможность перехода к упрощенной форме образца в случае ускоренных испытаний;
- 6) применение плоской поверхности трения, обеспечивающей удобства как для металлографического, так и для других видов исследования тонких поверхностных слоев;

7) возможность внешнего нагрева испытуемого образца и измерения температуры в процессе испытания.

В соответствии с этими требованиями была спроектирована и изготовлена установка мощностью 4,3 квт для прецизионных испытаний на износ диффузионно упрочненных сталей. Восемнадцатискоростная коробка передач позволяет получать линейные скорости скольжения от 0,05 до 9 м/сек.

Установка снабжена рычажной системой нагружения, обеспечивающей получение удельных нагрузок до $2-3 \text{ кг/мм}^2$ при схеме "кольцо по диску" и до $20-30 \text{ кг/мм}^2$ при схеме "три сектора кольца по диску". В качестве контртела используется твердосплавный диск. Кольцо, используемое в качестве образца, размещается на самоустанавливающейся оправке. Схема узлов трения и нагружения представлена на рис.1.

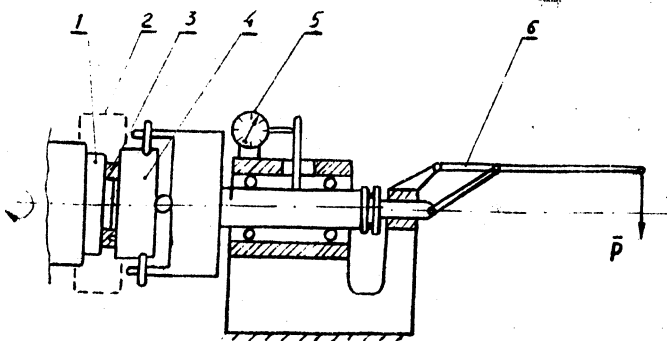


Рис.1. Схема установки для прецизионных испытаний на износ диффузионно-упрочненных сталей:

- 1 - контртело; 2 - нагревательное устройство;
- 3 - образец; 4 - самоустанавливающаяся оправка;
- 5 - контрольный индикатор; 6 - рычаг нагружения

Л и т е р а т у р а

1. С и ч е в В. В. , Т к а ч е н к о Ю. Г. Методика исследования антифрикционных свойств твердых смазок в широком интервале температур. "Порошковая металлургия", 1971. № 10.
2. А р т о м о н о в А. Я. , Б а р о п я н Ш. Е. , Д ж а ф а р о в Я. А. Исследование процесса сухого трения и изнашивания керметов при объемном нагреве. "Порошковая металлургия", 1967. № 9.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО ВРЕМЕНИ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ
МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОЙ ПЛАСТИФИЦИРОВАННОЙ СМЕСИ
ПУТЕМ ИЗМЕРЕНИЯ ЕЕ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ

Возможность формования металлокерамических изделий из пластифицированной смеси в значительной степени зависит от выбора исходного связующего материала и равномерного распределения его по поверхности металлических зерен. Одной из операций в технологическом процессе изготовления пористого металлокерамического брикета на выгорающих при спекании связующих является процесс перемешивания металлического порошка с пластификатором.

Известные способы контроля равномерности распределения пластификатора по поверхности зерен (люминесцентный, радиометрический, фотоколориметрический) весьма трудоемки и исключают возможность непрерывного контроля непосредственно в процессе перемешивания, а следовательно, и возможность точного определения длительности перемешивания, необходимого для равномерного распределения связующего по поверхности зерна. В процессе спекания пластифицированной металлокерамической смеси пластификатор выгорает, образуя пустоты (поры). Создание тонкой однородной пленки связующего на поверхности является необходимой предпосылкой равномерного распределения пористости в готовом изделии.

Процессы получения порошковых материалов (пропиткой, ковкой) со специальными комплексами свойств также в значительной степени зависят от равномерности его макроструктуры.

Кроме указанных основных причин, вызывающих необходимость точного определения оптимальной длительности перемешивания смеси весьма важным является решение проблемы получения шихтового материала с требуемыми физико-химическими свойствами, что должно дать также значительный экономический эффект благодаря снижению технологического времени, необходимого для приготовления смеси, при одновременном повышении качества готового изделия.

При смешивании в объеме замеса создается организованный

поток составляющих. Внутри этого потока отдельные частицы, соударяясь, движутся беспорядочно. Подробно процесс смешивания рассмотрен в работах /1,2/. Равномерность распределения считается полностью достигнутой в том случае, если в каждом минимальном объеме металлокерамической смеси получено заданное соотношение между количеством ее компонентов.

Степень неоднородности смеси может быть определена с помощью проб. Если общая концентрация компонента в смеси C_0 , концентрация компонента в пробе C_i , а число проб n , то степень неоднородности C_n смеси может быть определена как коэффициент вариации в n взятых пробах

$$C_n = \frac{1}{C_0} \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (C_i - C_0)^2}{n}} \cdot 100\%$$

Чем меньше C_n , тем равномернее распределяются составляющие в смеси. Степень неоднородности смеси C_n в процессе перемешивания уменьшается до некоторой величины, не изменяющейся в дальнейшем.

Предельная неоднородность в пластифицированных смесях может быть достигнута после сравнительно непродолжительного смешивания, однако смесь не приобретает за это время оптимальных технологических свойств. В этот период основная часть пластификатора располагается в виде агрегатов или мелких капель между зёрнами, и только небольшое его количество обволакивает поверхность зёрен, образуя контакты между ними. Лишь в процессе дальнейшего перемешивания связующее вещество покрывает поверхность зёрна тонкой равномерной пленкой.

Существенное влияние на длительность перемешивания оказывают не только тип смесителя (катковый, лопастной, центробежный), но и его геометрические размеры, степень заполнения и физико-химические свойства смешиваемых материалов (размеры частиц наполнителя, вязкость пластификатора и т.д.).

Оптимальная длительность перемешивания пластифицированных смесей колеблется в широких пределах (для каткового смесителя от I до 10 минут). Это объясняется тем, что время перемешивания пластифицированных смесей зависит от большого числа различных факторов. Кроме того, длительность перемешивания зависит от ве-

личины зазора между днищем и катками (для катковых смесителей).

В связи с довольно значительными колебаниями физико-химических свойств шихтовых материалов, а также с погрешностью при их дозировании практически невозможно получить два совершенно одинаковых замеса. Поэтому оптимальная длительность перемешивания компонентов смеси будет отличаться от среднего значения (устанавливаемого методами технологических проб) времени перемешивания, что значительно снижает свойства смесей, так как при сокращении длительности перемешивания пластификатор не успевает распределиться по поверхности зерен в виде тонкой равномерной пленки. Увеличение же времени перемешивания сверх оптимального вызывает высыхание пластификатора и обдирание его пленки с поверхности зерен, что значительно снижает технологические свойства смесей.

Критерием эффективности работы смесеприготовительного оборудования является скорость распределения различных компонентов смеси по объему замеса и обволакивание зерен жидкими связующими веществами. Чем быстрее составляющие смеси распределяются по объему, тем эффективнее работает смеситель. Однако до настоящего времени не найден способ, который обеспечивал бы непрерывный контроль процесса смесеприготовления.

Решение этого вопроса следует искать путем исследования изменения электропроводности пластифицированных смесей в процессе их приготовления.

Большинство жидких связующих веществ, применяемых в порошковой металлургии (например, синтетические органические смолы), являются либо коллоидными, либо истинными растворами, которые обладают электрической проводимостью.

Металлические порошки, применяемые в качестве основного формовочного материала, обладают чрезвычайно высокой электропроводностью. Так, удельная электропроводность железа составляет от $9,8 \cdot 10^{-4}$, удельная же электрическая проводимость связующего, например, смолы М-19 равна $5,3 \cdot 10^{-5} \text{ см}^{-1} \text{ см}^{-1}$. Формовочные пластифицированные смеси в сыром состоянии являются электропроводными.

Для измерения электропроводности смеси непосредственно в процессе ее приготовления в лабораторном катковом смесителе ЛБ-2 были установлены электроды измерителя проводимости. В про-

цессе всего цикла приготовления смеси она должна постоянно находиться между электродами измерителя, поскольку только таким образом можно обеспечить с высокой точностью и надежностью измерение ее электропроводности. Схема смесителя показана на рис. I.

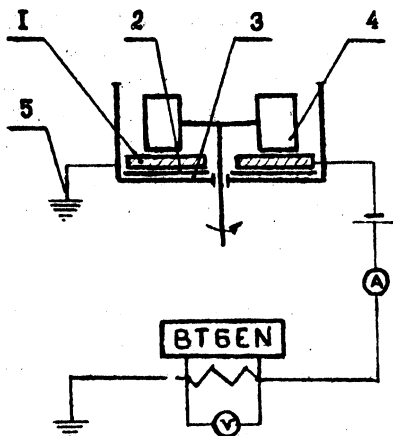


Рис. I. Схема измерения электропроводности металлокерамической смеси

На днище 3 смесителя установлен кольцевой стальной электрод 1, изолированный от корпуса резиновой прокладкой 2. Электрод крепится к днищу при помощи винтов с потайными головками. Вторым электродом измерителя проводимости являются катки 4 смесителя. С целью упрощения электрической схемы и применения однопроводной системы корпус 5 заземлен. Катки, образующие единую электрическую цепь с вращающейся траверсой и корпусом, имеют нулевой потенциал. Использование однопроводной системы позволяет избежать сложного подключения входа измерительной схемы и вращающимся частям смесителя.

Благодаря такой конструкции измерителя проводимости смесь находится между электродами непрерывно в течение всего времени ее приготовления. Катки, перемещаясь в процессе приготовления смеси относительно днища, создают равномерное уплотнение ее и позволяют измерять электропроводность всего объема, исключая

случайные отклонения в малых объемах смеси (особенно в начальный период ее приготовления).

Величина электропроводности регистрируется при помощи электронного уравнивающегося ленточного самописца ВТ GEN

Для измерения электропроводности смеси шесть точек прибора были включены последовательно. Интервал времени между двумя измерениями составлял 1,5 секунды, а лента подавалась со скоростью 1 мм/сек. Для измерения абсолютного значения электропроводности и расшифровки ленточных диаграмм самописец тарировался в единицах электропроводности.

По изложенной методике проводились исследования влияния фракции порошка, количества связующего на электропроводность металллокерамической пластифицированной смеси. В начальный момент перемешивания ток в цепи измерительного прибора максимален, так как отдельные капельки и комки связующего изолированы друг от друга зернами порошка и не образуют на поверхности зерен изолирующей пленки. По мере дальнейшего перемешивания связующее начинает равномерно распределяться по поверхности металлических зерен и электропроводность смеси падает. Однако это происходит не сразу, и какой-то период времени часть связующего вещества еще находится в смеси в виде отдельных мелких капелек, расположенных в промежутках между зернами и в неровностях их поверхности. Данная часть связующего не участвует в снижении электропроводности смеси. Дальнейшее перемешивание приводит к образованию на поверхности зерен порошка тонкой равномерной пленки связующего, и электропроводность смеси снижается, так как все зерна покрываются пленкой, обладающей пониженной проводимостью. Именно в это время смесь обладает наилучшими технологическими свойствами (таблица I).

Т а б л и ц а I

Прочностные характеристики брикетов в зависимости от времени перемешивания

τ , сек	30	60	90	120	150	180	210	240	270	300	330	360	390
--------------	----	----	----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----

σ_p ,
нГ/см² 4,7 4,9 5,4 6,1 5,9 5,1 4,6 4,2 3,9 3,8 3,8 3,7 3,7

Увеличение времени перемешивания не только не улучшает качество смеси, но и значительно ее снижает. При этом происходит увеличение электропроводности смеси в результате обдираня пленки связующего и увеличения числа контактов между зернами порошка (рис.2,3).

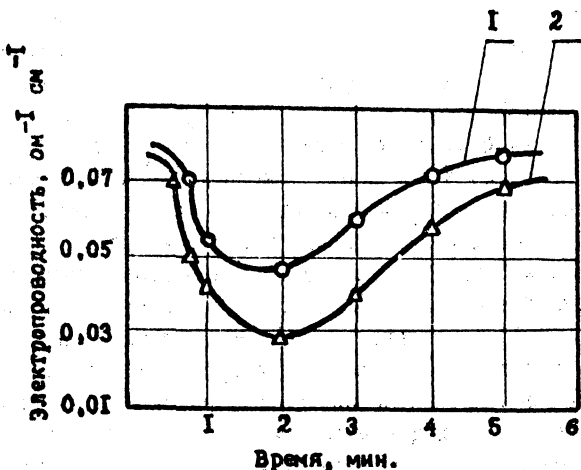


Рис.2. Влияние фракции и электропроводности на время готовности пластифицированной металлокерамической смеси /ПЭМ2-М19/
1 - фракция меньше 005 мм, 2 - фракция больше 002 мм

Поэтому с целью получения качественной металлокерамической пластифицированной смеси на связующем, обладающем низкой электрической проводимостью, перемешивание необходимо прекращать в момент достижения минимального значения электропроводности.

Проведенные исследования формовочных смесей на кварцевых песках и токопроводящих связующих показали, что характер изменения их электропроводности значительно отличается от изменения электропроводности металлокерамических пластифицированных смесей.

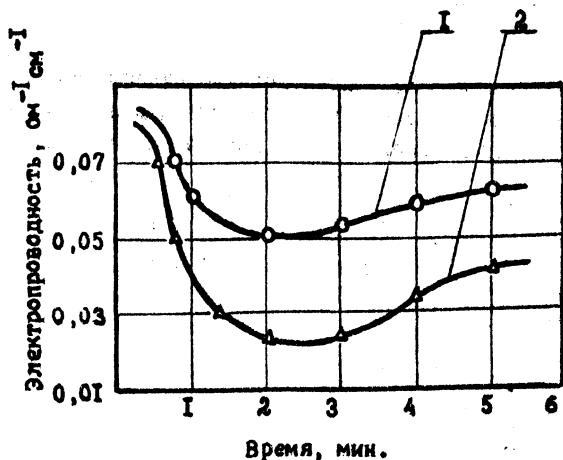


Рис.3. Влияние количества связующего и электропроводности на время готовности пластифицированной металлокерамической смеси
 1 - 1% крестовика М19; 2 - 5% крестовика М19

В ы в о д ы

1. Качество готового металлокерамического изделия в значительной мере определяется равномерностью распределения пластификатора по поверхности металлических зерен.

2. Распределение по поверхности зерен пластификатора, обладающего низкой электрической проводимостью, приводит к снижению проводимости смеси.

3. Дальнейшее перемешивание характеризуется ростом электропроводности в результате слипания частиц, сопровождающегося увеличением площади металлического контакта.

4. Перемешивание металлокерамической смеси необходимо прекращать в момент достижения минимального значения проводимости.

Л и т е р а т у р а

1. Г е з е л В. Исследование смесителей и дезинтеграторов. 23-й Международный конгресс литейщиков. М., 1958.
2. Сб. трудов. Специальные способы литья. "Машиностроение", 1971.

ОБРАБОТКА ХОЛОДОМ НИТРОЦЕМЕНТИРОВАННОЙ СТАЛИ 25ХГТ

Наличие в поверхностном слое нитроцементированной стали значительного количества остаточного аустенита (ОА) оказывает существенное влияние на ее твердость, износостойкость и усталостную прочность /1-4/.

В данной работе исследовалось влияние количества ОА в нитроцементированной стали 25ХГТ на твердость, распределение остаточных напряжений, износостойкость и усталостную прочность. Уменьшение содержания ОА достигалось охлаждением в область отрицательных температур.

Образцы размером 55x10x10 мм предварительно нормализовались при температуре 930°C. Насыщение проводилось в безмуфельном агрегате при 860±10°C 16 часов. Закалку осуществляли из агрегата от 820°C в масло с температурой 180°C. Обработка холодом выполнялась при -20, -40 и -60°C. Отпуск велся при 180°C, продолжительность отпуска 6 часов. Глубина нитроцементированного слоя составляла 1,0-1,1 мм.

Распределение углерода и азота по глубине нитроцементированного образца приведено в таблице I.

Т а б л и ц а I

Расстояние от поверхности, мм																			
0,025		0,050		0,075		0,10		0,15		0,20		0,35		0,45		0,55		0,65	
%C	%N	%C	%N	%C	%N	%C	%N	%C	%N	%C	%N	%C	%N	%C	%N	%C	%N	%C	%N
0,96	0,36	0,93		0,91		0,86		0,82	0,78	0,7		0,65		0,6		0,54			
			0,35			0,27	0,22	0,13	0,12	0,09		-		-		-			

Распределение ОА по глубине исследовалось на установке УРС-50М при последовательном удалении слоя химическим травлением. Остаточные напряжения были определены с помощью тензодатчиков электросопротивления /5/.

Изменение твердости поверхности и сердцевины в результате обработки холодом приведено в таблице 2.

Т а б л и ц а 2

Марка стали	Место определения твердости	HRC после закалики и отпуска	HRC после закалки + обработки холодом + отпуска		
			- 20°C	- 40°C	- 60°C
25ХГТ	Поверхность	59,0	62,5	62,5	64,0
	Сердцевина	44,0	45,5	48,0	49,0

Распределение ОА по глубине нитроцементированного слоя имеет вид кривой с максимумом на расстоянии 0,05-0,07 мм от поверхности и последующим плавным снижением по глубине (рис. I).

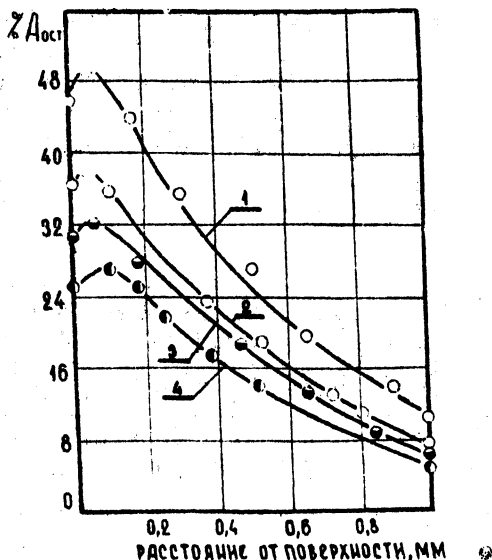


Рис. I. Распределение остаточного аустенита по глубине нитроцементированного слоя:
 1- закалка+отпуск; 2-закалка+(-20°C)+отпуск;
 3-закалка+ (-40°C)+отпуск; 4-закалка+(-60°C)+отпуск

Содержание ОА на поверхности после закалки и отпуска составляет около 50%. Обработка холодом при температурах -20 , -40 и -60°C приводит к снижению ОА на поверхности до 36, 29 и 25% соответственно. При этом имеет место и некоторое повышение твердости поверхности и сердцевины (табл.2).

Количественно уменьшение ОА в нитроцементированном слое в зависимости от температуры обработки холодом можно оценить площадью под кривой распределения ОА по глубине слоя. Из графика видно, что в нитроцементированном слое стали 25ХГТ уменьшение ОА с понижением температуры обработки холодом носит почти линейный характер, и с температурой -60°C его количество уменьшается более чем на 30%.

Распределение остаточных напряжений в нитроцементированном слое приведено на рис.2.

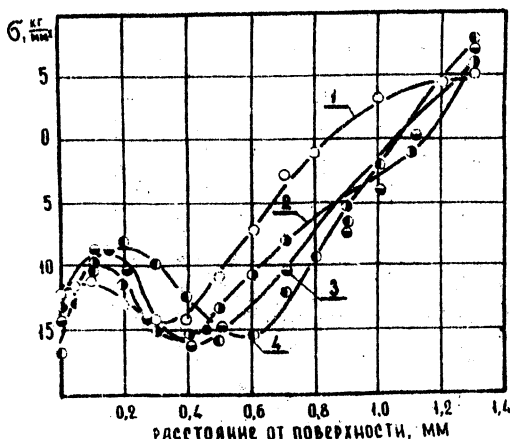


Рис.2. Распределение остаточных напряжений в нитроцементированном слое:

1 - закалка + отпуск; 2 - закалка + (-20°C) + отпуск; 3 - закалка + (-40°C) + отпуск; 4 - закалка + (-60°C) + отпуск

После закалки и отпуска остаточные напряжения (ОН) в поверхностном слое на глубине, соответствующей окончанию нитроцементированного слоя (1,0-1,1 мм), из сжимающих переходят в растягивающие. На расстоянии 0,1-0,2 мм от поверхности располагается область минимальных ОН сжатия.

Обработка холодом в исследованном интервале температур, несмотря на значительное уменьшение количества ОА, мало изменяет величину ОН, однако заметно некоторое уменьшение величины минимальных напряжений по мере снижения температуры обработки холодом. Можно предположить, что при превращении А—М ОА в мартенсит в этих условиях удельный объем увеличивается заметно меньше, чем при более высоких температурах, в силу значительного сопротивления, оказываемого ранее образовавшимся мартенситом. При этом, по-видимому, должны значительно возрастать напряжения II рода.

Влияние обработки холодом нитроцементированной стали 25ХГТ на износостойкость графически показано на рис.3. Испытания проводились на машине Шкода-Савина с использованием в качестве контртела победитового диска. Видно, что с понижением температуры обработки холодом износостойкость повышается.

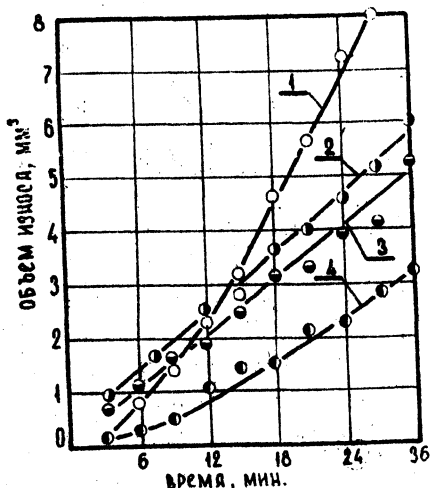


Рис.3. Влияние обработки холодом на износостойкость:
 1 - закалка + отпуск; 2 - закалка + (-20°C) + отпуск;
 3 - закалка + (-40°C) + отпуск; 4 - закалка + (-60°C) + отпуск

Несколько меньший износ в начальный момент испытания образцов без обработки холодом, по-видимому, объясняется наделом

остаточного аустенита. Однако после 24 минут испытания объем износа образцов после обработки с температурой -60°C уменьшился по сравнению с образцами без обработки холодом в 3 раза.

Испытание усталостной прочности проводилось на машине МУИ-6000 при базе 3 млн циклов, на круглых образцах усталостная прочность зубьев шестерен испытывалась на пульсаторе согласно методике /6/.

Данные по результатам испытаний круглых образцов и зубьев шестерен приведены в таблице 3.

Т а б л и ц а 3

Марка стали	Предел усталости, кг/мм ²			
	круглые образцы		зуб шестерни	
	без обработки холодом	с обработкой холодом	без обработки холодом	с обработкой холодом
Сталь 25ХГТ	97,0	81,0	70,5	63,1

Из данных таблицы видно, что обработка холодом приводит к понижению предела усталости круглых образцов и зубьев шестерен.

Л и т е р а т у р а

1. П р ж е н о с и л Б. Нитроцементация. "Машиностроение", 1969.
2. А р х и л о в И. Я. , К а н н у н и к о в а В. А. МИТОМ, № 11, 1970.
3. Н а х и м о в Д. М. , Н о в и к о в А. Я. МИТОМ, № 7, 1968.
4. Б и р г е р И. А. Остаточные напряжения. М., Машгиз, 1963.
5. Б а б у ш к и н Б. В. и др. В сб. "Новое в технологии машиностроения", ч.2, Минск, 1967.
6. Р е т и П. "Расстояние характеристик выносливости и построение кривых усталости", в сб. "Вопросы механической усталости", "Машиностроение", 1964.

ТЕРМОУСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ДИФфуЗИОННО-УПРОЧНЕННОЙ СТАЛИ

Разрушение в результате термоциклирования характерно для материалов ряда ответственных деталей, инструмента, оснастки. Несмотря на это, многие методические вопросы исследования термоусталостного разрушения не разработаны в такой мере, чтобы можно было производить сравнительную оценку материалов, существенно отличающихся по своему составу, термической обработке, свойствам. По этой же причине трудно поддаются сравнению и экспериментальные результаты, получаемые различными исследователями.

Изучая свойства диффузионно-упрочненных штамповых сталей, авторы пришли к выводу, что описанные в литературе /1/ многочисленные схемы испытаний в этом случае мало приемлемы, так как поверхностный слой материала после химико-термической обработки является биметаллическим. Вследствие этого в нем всегда имеются остаточные напряжения. Для процесса термоциклирования такого материала характерна значительно более сложная схема напряженного состояния, чем в случае монометалла. Поэтому желательно, чтобы схема нагружения биметаллического образца во время испытаний по возможности была более простой, позволяющей проанализировать возникающие напряжения в процессе испытаний. По нашему мнению, таким требованиям в наибольшей мере удовлетворяют кольцевые образцы, собранные для испытаний в виде цилиндра. Такая форма образцов позволяет производить как сравнительные испытания различных материалов, (т.е. как в случае "технологической пробы"), так и исследовать кинетику и характер трещинообразования.

Для оценки "разгара" применяются различные критерии: количество циклов до появления первых трещин, рост протяженности трещин, их глубины, количество трещин и т.п. На основании проведенных нами опытов по изучению разгаростойкости можно отметить, что ни один из них не отражает в достаточно полной мере поведение материала в процессе термоциклирования. Материалы, расположенные в стойком ряду по какому-нибудь одному признаку, далеко не всегда располагаются в такой же последовательности по другому, так как будучи взаимосвязанными, каждый из критериев бли-

же и какому-либо одному показателю свойств данного материала. Так же как механические свойства материалов можно охарактеризовать лишь с помощью нескольких показателей, так и разгаростойкость может быть описана достаточно всесторонне лишь посредством нескольких критериев.

В настоящей работе исследована кинетика трещинообразования диффузионно-упрочненных сталей. На рис.1 представлен пример полученной зависимости для стали 45, подвергнутой хромированию и борированию с последующей термообработкой (улучшением) в сравнении с поведением той же стали только после улучшения. Процессы химико-термической обработки проведены в соответствии с литературными рекомендациями. Температуры закалки и отпуска выбирались также в соответствии со справочными данными. Эти же замечания относятся и к штамповым сталям, результаты испытания которых приведены ниже.

Схемы наблюдаемых трещин и кинетика изменения их геометрических соотношений показывают резко отличный характер трещинообразования в рассматриваемых случаях. Это различие объясняется, на наш взгляд, свойствами и структурой поверхностных слоев, характером переходной зоны, наличием текстуры и т.п. Эти факторы сказываются также на поведении поверхности образца в начальный период испытаний, когда еще не отмечается образования видимых трещин, но рельеф поверхности претерпевает значительные изменения за счет появления интрузии и экструзии. Появление последних может быть объяснено развитием пластической деформации под действием термических напряжений. Определение характера трещинообразования - необходимый элемент исследования материалов, работающих в условиях циклических теплосмен. Для проведения ускоренных испытаний различных образцов, подвергнутых различным методам упрочнения, могут быть использованы сравнительные данные о разгаростойкости. Нами получены такие данные с использованием различных критериев разгаростойкости для штамповых сталей. На рис.2 приведены некоторые примеры. Они свидетельствуют о том, что при выборе критериев оценки разгара следует руководствоваться требованиями, которые предъявляются к материалам конкретных изделий. Данные рис.2 показывают также, что способность биметалла сопротивляться разгару определяется, во-первых, свойствами основы и, во-вторых, тем влиянием, кото-

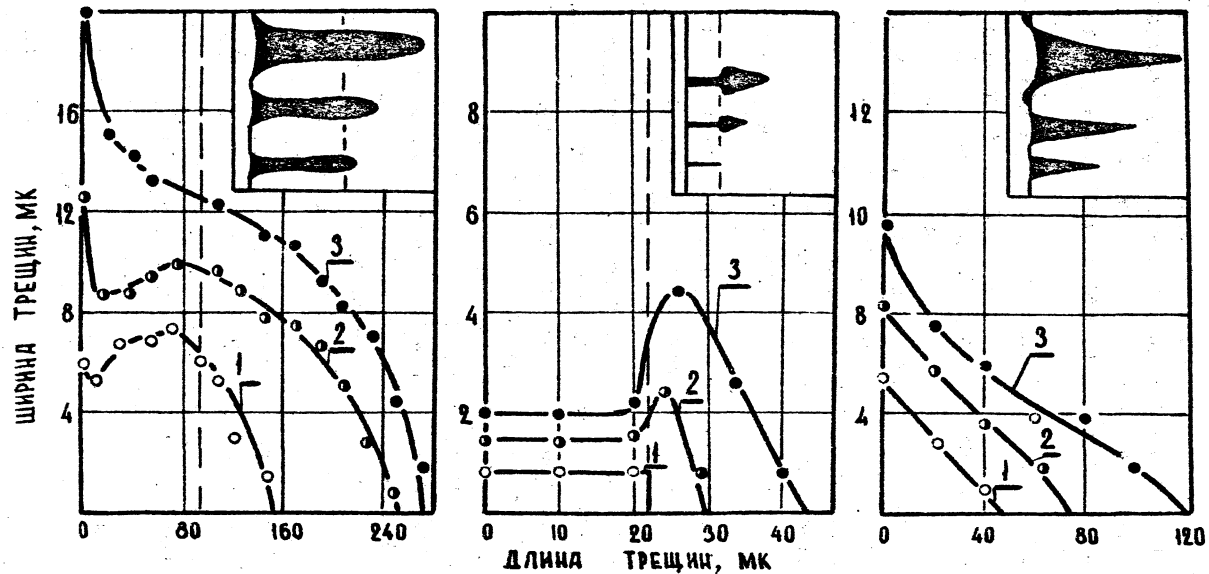


Рис. I. Схемы и кинетика трещинообразования в процессе термоциклирования стали 45 после улучшения (в), борирования и улучшения (а), хромирования и улучшения (б) после 1000 (1), 2000 (2) и 3000 (3) циклов теплосмен. Граница слоя со свойствами, резко отличающимися от основы

рое оказывает химико-термическая обработка на свойства поверхностного слоя.

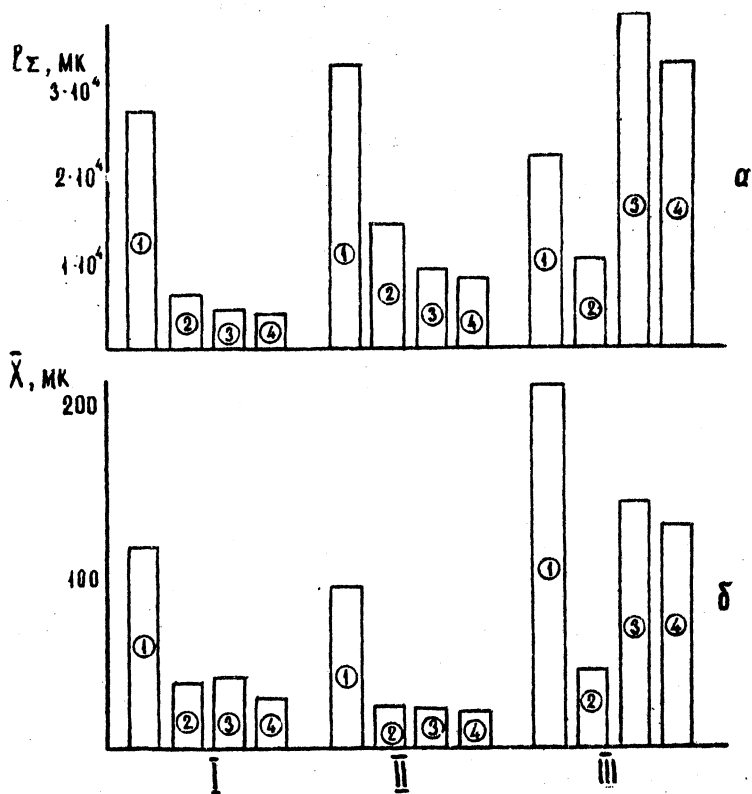


Рис.2. Сравнительная разгаростойкость штамповых сталей 4x5 МФС (I), 3X2B8Ф (II) и 5XHM (III) после 6000 циклов теплосмен: а - по суммарной длине трещин, б - по количеству трещин. Обработка: I - закалка + отпуск; 2 - хромирование + закалка + отпуск; 3 - однофазное борирование + закалка + отпуск; 4 - двухфазное борирование + закалка + отпуск

В ы в о д ы

1. Химико-термическая обработка оказывает большое влияние на характер трещинообразования в процессе термоциклирования.

2. Разгаростойкость штамповых сталей может быть повышена за счет применения диффузионного упрочнения.

Л и т е р а т у р а

1. Г е л л е р Ю. А. Инструментальные стали. Металлургия, 1970.

УСКОРЕННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛА УСТАЛОСТИ СТАЛЕЙ

Тензомертрические исследования усталостного разрушения сталей /I/ позволили установить возможность ускоренного построения диаграммы этого процесса, включающей кроме линии Велера также и линию Френча - линию образования поверхностных микротрещин.

На основании указанных исследований представляется возможным предложить формулу для расчета предела усталости при испытании ограниченного количества образцов, не доводя их до разрушения.

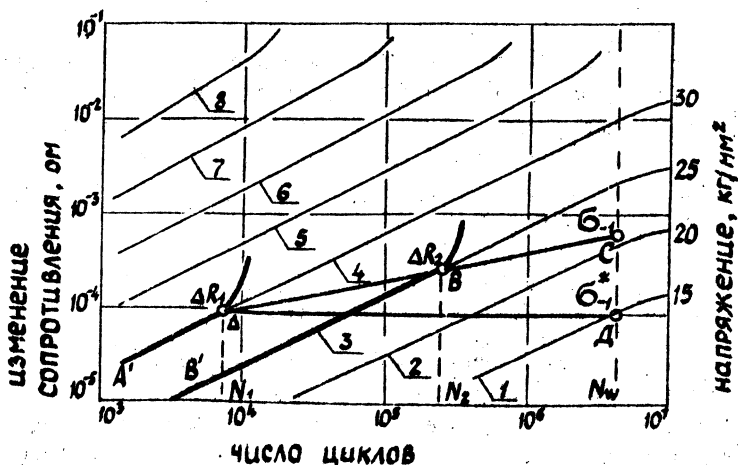


Рис. I. Диаграмма тарировочных кривых тензодатчиков ПРБ-5-100

Для этого воспользуемся диаграммой тарировочных кривых изменения сопротивления тензодатчиков ПКБ-5-100 при различных значениях циклической деформации $/I/$ (рис.1). На диаграмме кривые 1+8 соответствуют деформациям тензодатчиков при циклическом консольном изгибе, равным (7,5, 10, 12,5, 15, 17,5, 20, 25,5) 10^{-4} . Линии AA' и BB' - кривые изменения сопротивления тензодатчиков, наклеенных на плоские образцы из борированной стали 20. Точки А и В соответствуют числам циклов N_1 и N_2 при которых начинается резкое увеличение сопротивлений тензодатчиков. В этих точках сопротивления тензодатчиков превышают начальные значения на величины ΔR_1 и ΔR_2 при напряжениях в образце 30 и 25 кг/мм^2 соответственно. За базу испытания N_w , на которой определяется условный предел усталости, принято $4,2 \cdot 10^6$ циклов. Линия ABC соединяет точки начала резкого увеличения сопротивления тензодатчиков, наклеенных на борированную сталь 20. Эта линия представляет собой линию Френча, пересекающую ось ординат (точка С) при напряжении, равном пределу усталости $/I/$. Линия AD - линия Френча для отожженной стали 20-параллельна оси абсцисс.

Для тензодатчиков ПКБ-5-100 изменение сопротивления при консольном циклическом изгибе характеризуется коэффициентами: первый K_1 характеризует изменение сопротивления от числа циклов при одном напряжении, и второй K_2 характеризует изменение сопротивления от приложенного напряжения при одном числе циклов нагружения:

$$K_1 = \frac{\Delta \lg(\Delta R)}{\Delta \lg N}; \quad K_2 = \frac{\Delta \lg(\Delta R)}{\Delta \sigma}$$

Для ускоренного определения предела усталости на двух уровнях напряжения σ_1 и σ_2 ($\sigma_1 > \sigma_2$) проводят циклические испытания образцов с наклеенными на них тензодатчиками. В процессе усталостного износа измеряют сопротивление тензодатчиков и рассчитывают коэффициенты K_1 и K_2 . Испытания проводят до резкого увеличения сопротивления тензодатчиков (до числа циклов N_1 и N_2 при напряжениях σ_1 и σ_2 соответственно). Фиксируемые при этом изменения сопротивлений равны ΔR_1 и ΔR_2 . Базовое число циклов, на котором определяется предел усталости,

равно N_w . при $\Delta R_1 = \Delta R_2$ (рис. I) условный предел усталости σ_{-1} определяется из выражения:

$$\frac{\lg N_w - \lg N_1}{\sigma_{-1} - \sigma_{-1}^*} = \frac{K_2}{K_1} = \frac{\Delta \lg N}{\sigma_{-1} - \sigma_{-2}} \quad (1)$$

Отсюда

$$\sigma_{-1}^* = \sigma_{-1} - \lg \frac{N_w}{N_1} \cdot \frac{K_1}{K_2} \quad (2)$$

Если $\Delta R_2 > \Delta R_1$, предел усталости изменится на величину $\sigma_{-1} - \sigma_{-1}^*$. Эта величина определяется из выражения:

$$\frac{(\sigma_{-1} - \sigma_{-1}^*) K_2}{\lg(\Delta R_2) - \lg(\Delta R_1)} = \lg \frac{N_w}{N_1} / \lg \frac{N_2}{N_1} \quad (3)$$

Из (2) и (3) имеем

$$\sigma_{-1} = \sigma_{-1} - \frac{1}{K_2} \lg \frac{N_w}{N_1} \left(K_1 - \lg \frac{\Delta R_2}{\Delta R_1} / \lg \frac{N_2}{N_1} \right) \quad (4)$$

Для борированной стали 20 при напряжениях $\sigma_1 = 30 \text{ кг/мм}^2$ и $\sigma_2 = 25 \text{ кг/мм}^2$ изменения сопротивлений до резкого возрастания равны $\Delta R_1 = 9,5 \cdot 10^{-5}$ ом и $\Delta R_2 = 2,5 \cdot 10^{-4}$ ом при числах циклов испытания $N_1 = 7,4 \cdot 10^3$ и $N_2 = 2,3 \cdot 10^5$. Коэффициенты K_1 и K_2 соответственно равны 0,8 и 0,13. Расчет предела усталости по формуле (4) на базе испытания $N_w = 4,2 \cdot 10^6$ циклов дает величину 20 кг/мм^2 . Предел усталости, определенный обычным методом, составил $21,5 \text{ кг/мм}^2$.

Для отожженной стали 20 в случае, когда $\Delta R_1 = \Delta R_2$, формула (4) упрощается

$$\sigma_{-1} = \sigma_{-1} - \frac{\sigma_{-1} - \sigma_{-2}}{\Delta \lg N} \cdot \lg \frac{N_w}{N_1} \quad (5)$$

Расчет предела усталости по формуле (5) дает величину 16 кг/мм², тогда как обычным способом получено значение 15 кг/мм².

Ускоренное определение предела усталости при заданном базовом числе циклов позволяет также построить кривую усталостного разрушения с использованием структурно-энергетических критериев усталости, предложенных В.С.Ивановой /2/. Зная величину N_w и σ_{-1} , можно определить долговечность D образца при напряжении $\sigma > \sigma_{-1}$ из уравнения, вытекающего из диаграммы усталости В.С.Ивановой

$$D = \exp \left(\lg N_w - \frac{\sigma - \sigma_{-1}}{\sigma_k - \sigma_{-1}} \lg \frac{N_w}{N_k} \right), \quad (5)$$

где N_k и σ_k - структурно-энергетические критерии усталости.

Предложенный способ был опробован на сталях 20, 40Х, 40Н и показал возможность его использования при ошибке не свыше 10%.

Л и т е р а т у р е

1. Л я х о в и ч Л. С., Б а б у ш к и н Б. В.,
К у л и к А. Я. "Заводская лаборатория", № 6, 1971.

2. И в а н о в а В. С. Усталостное разрушение металлов.
Металлургиздат, М., 1963.

СО Д Е Р Ж А Н И Е

стр.

1. Самсонов Г. В., Жунковский Г. Л. Поверхностные процессы при карбидизации металлов в среде углеводородов	3
2. Минкевич А. Н., Серебренникова В. С., Кузнецов Г. Д. Покрытия из карбида ниобия на сталях и металлокерамических твердых сплавах	14
3. Лахтин Ю. М., Коган Я. Д., Бородин В. А. Создание диффузионных барьеров в защитных покрытиях никельхромового сплава	21
4. Косачевский Л. Н., Крукович М. Г. Теоретические принципы жидкостного безэлектролизного метода химико-термической обработки	27
5. Ляхович Л. С., Ворошин Л. Г., Панич Г. Г., Иванецкий Н. И., Борисенок Г. В. Одновременная многокомпонентная химико-термическая обработка	33
6. Ворошин Л. Г., Панич Г. Г. О влиянии некоторых факторов на коэффициент диффузии в металлах	40
7. Лахтин Ю. М., Коган Я. Д., Шарлат Е. С. Кинетика азотирования поверхностно-легированного армко-железа	47
8. Сосновский Л. А., Каплина Г. С., Эпик А. П., Твердохлеб В. С. Борирование молибдена в порошковых средах с разделением борлирующих агентов	53
9. Надольский В. А., Ивинский В. И. Повышение износостойкости деталей машин борированием в порошковых смесях	60
10. Панич В. Г., Щербakov Э. Д., Ригцев И. А. О механизме образования хромированного слоя среднеуглеродистых сталей	63

- II. Коган Р. Л., Земсков Г. В.,
Книженевский Э. Д., Шевченко
И. М. Остаточные напряжения в двухкомпонентных диф-
фузионных слоях, содержащих бор 69
12. Похмурский В. И., Кулишо-
ва В. С., Товтин М. Д., Карпен-
ко Г. В. О характере высокотемпературного усталост-
ного разрушения элитированных углеродистых сталей . . . 73
13. Лихачев С. А., Молосаев
И. П., Андрушевич А. А., Кухарев
Б. С., Бельский Е. И., Бондарев
В. А., Стасевич Г. В. Расчет температур-
ных напряжений при испытании штамповых сталей на терми-
ческую усталость 77
14. Панич Г. Г., Левченко Г. М.,
Иваницкий Н. И., Журин В. А. Оме-
ханизме выхода из строя пресс-форм литья под давлением
и возможных путях повышения их стойкости 81
15. Ворошнин Л. Г., Борисенко
Г. В., Левченко Г. М., Ловшенко
Ф. Г., Проскурина Г. А. Оптимизация про-
цессов получения жаростойких диффузионных покрытий . . . 85
16. Бабушкин Б. В., Розенберг
С. Э. Влияние микроструктуры нитроцементованных ста-
лей на усталостную прочность 97
17. Бельский Е. И., Куликовс-
кий Е. А. Исследование износа борированной штампо-
вой стали 101
18. Васильев Л. А. Закалка стали в вибро-
псевдоожженном слое
19. Пермьяков В. Г., Лабунец В. Ф.,
Доскутов В. Ф., Труш И. Х., Писа-
ренко В. Н., Яковчук Ю. Е. Некоторые
свойства и термообработка углеродистых сталей, бориро-
ванных в техническом карбиде бора 112

20. Гецевич Э. Г., Куцер М. Я., Худокормов Д. Н. Влияние пористости на износостойкость металлокерамических материалов 119
21. Власов В. М., Маленко И. П. Особенности технологии обработки малоуглеродистых сталей, работающих в абразивной среде при больших рабочих давлениях.. 128
22. Косачевский Л. Н., Крукович М. Г., Туров Ю. В., Рыжович В. С., Левитан С. Н. Проблема очистки деталей после насыщения в жидких средах 132
23. Худокормов Д. Н., Галушко А. М., Лекаx С. Н. Исследование процесса формообразования включений силицида магния в магниевых сплавах 136
24. Керженцева Л. Ф., Куцер М. Я. Роль диффузионных процессов при формировании легированных металлокерамических сплавов 139
25. Комаров О. С., Бахмат В. А. Влияние микродобавок на частоту ветвления графитного скелета эвтектических ячеек 145
26. Куцер М. Я., Ловшенко Ф. Г. Цементация металлокерамических материалов на железной основе с добавками хрома и никеля 149
27. Сурнов В. В., Туров Ю. В., Долманов Ф. В. Количественная оценка текстуры диффузионных слоев 157
28. Ляхович Л. С., Протасевич Г. Ф., Рубина Р. И. Химико-термическая обработка железо-медных композиций 162
29. Королева А. М., Мылъникова Н. Д. Определение азота в порошковых сплавах на никелевой основе с повышенным содержанием хрома и бора 167
30. Худокормов Д. Н., Королев В. М., Коняев Б. А. Исследование механических и технологических свойств низкосернистого ковкого чугуна 170

31. Ляхович Л. С., Кулик А. Я., Пресман Ю. Н. Диффузионное насыщение титановых сплавов бором и алюминием	175
32. Симонян Л. М., Пигуль В. Е. Прочность стальных зубчатых колес	177
33. Бельский Е. И., Пиколо В. М. К методике прецизионных испытаний на износ диффузионно- упрочненных сталей	184
34. Худокормов Д. Н., Дмитро- вич А. М., Ледян Ю. П., Генин Е. П. Определение оптимального времени перемешивания metallo- керамической пластифицированной смеси путем измерения ее электропроводности	187
35. Ляхович Л. С., Розенберг С. И., Сурков В. В., Бабушкин Б. В. Обработка холодом нитроцементированной стали 25ХГТ	195
36. Кухарев Б. С., Бельский Е. И., Лихачев С. А. Термоусталостное разру- шение диффузионно-упрочненной стали	200
37. Кулик А. Я., Косачевский А. Н. Ускоренное определение предела усталости сталей	205

Редактор Каштанов Ф. Н. Корректор Решетникова Н. Я.

АТ 03018 Подписано в печать 26/УП-73г. Формат 60x84¹/16.
Объем 13,2 печ. л.; 15,2 уч. - изд. л. Зак. 939 . Тир. 700 . Цена .

БПИ. Минск, Ленинский пр., 65.