

Дополнительное нанесение слоя фторопласта на покрытия из алюминия и меди привело к снижению интенсивности изнашивания комбинированных двухслойных покрытий до нулевого уровня. При этом коэффициент трения рассматриваемых покрытий практически не изменился, оставаясь на уровне  $f = 0,08$ , который в 2 раза выше коэффициента трения монолитного фторопласта. Данный факт может свидетельствовать о нарушении сплошности фторопластового покрытия в процессе испытания.

Обработка щеткой стальной подложки не повлияла на ее сопротивление изнашиванию и коэффициент трения, как это наблюдалось и в случае сухого трения скольжения (см. табл. 1).

### **Заключение**

Проведенные испытания показали, что нанесенные ударно-фрикционным способом на стальную подложку покрытия из латуни и алюминия обладают значительно более высоким сопротивлением изнашиванию, чем монолитные соответственно латуни и алюминий, при испытаниях как в условиях сухого трения скольжения, так и, особенно, при трении со смазкой. При трении со смазкой интенсивность изнашивания данных покрытий примерно на порядок ниже, чем у соответствующих монолитных материалов. Высокое сопротивление изнашиванию покрытий из латуни и алюминия может быть обусловлено не только свойствами самих покрытий, но и (при частичном повреждении и износе покрытия) влиянием стальной подложки, которая по износостойкости может превосходить рассматриваемые покрытия. Прежде всего, это касается испытаний покрытий в условиях сухого трения (см. табл. 1). Для более объективной оценки трибологических свойств анализируемых покрытий, очевидно, было бы целесообразным проведение дополнительных испытаний покрытий из алюминия и латуни, нанесенных на подложки, соответственно, из алюминия и латуни. Медное покрытие не имеет преимуществ в износостойкости перед монолитной медью. Нанесение на покрытия из алюминия и меди дополнительного слоя фторопласта существенно повышает сопротивление рассматриваемых комбинированных покрытий изнашиванию при трении со смазкой и не оказывает положительного влияния на износостойкость указанных покрытий при сухом трении скольжения, когда развивается преимущественно адгезионный вид изнашивания. Обработка щеткой стальной подложки не влияет на трибологические свойства подложки.

УДК 620.186.4:621.78

## **К ВОПРОСУ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛЕЙ ЛЕДЕБУРИТНОГО КЛАССА С ДИФФУЗИОННЫМ УПРОЧНЕНИЕМ ПОВЕРХНОСТИ**

**Степанкин И. Н., Панкратов И. А.**

*Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого,  
Гомель*

### **Введение**

Для деталей машин и режущего инструмента, работающих в условиях изнашивания и повышенных нагрузок, важными эксплуатационными свойствами являются твердость и прочность рабочих поверхностей. Обычно подобные детали и инструменты изготавливаются из легированных сталей, что не всегда приводит к желаемому увеличению износостойкости при сохранении заданной прочности материала.

Срок службы таких деталей, как правило, определяется предельным износом рабочих поверхностей. В тоже время отказ тяжело нагруженных деталей зачастую происходит по причине разрушения их рабочих поверхностей. Снижение прочности изделий из высоколегированных сталей во многом определяется характером межфазного взаимодействия между структурными составляющими.

Дополнительное повышение стойкости обеспечивается упрочнением поверхности, например, диффузионным. В этом случае в процессе работы тяжело-нагруженного инструмента совместная деформация упрочненного слоя и сердцевинного материала может достигать больших величин, изменяя механизм разрушения материала.

В работе проведены исследования деформированного состояния высоколегированной инструментальной стали ледебуритного класса X12 с диффузионно-упрочненным борированным слоем.

#### Объект и методика исследования

Объектом исследования являлась сталь X12. Балл карбидной неоднородности 5 по ГОСТ 5950-73. Поверхностное упрочнение осуществляли посредством борирования в порошковых смесях (таблица). Во всех исследованных случаях в качестве активатора использовали фторборат калия ( $\text{KBF}_4$ ). Оценку толщины борированного слоя проводили по распределению микротвердости, определенной на приборе ПМТ-3. Исследование микроструктуры проводили с помощью оптической микроскопии. Травление образцов проводили в 5%-ном растворе азотной кислоты.

Таблица. Характеристики режимов обработки.

№ партии	Температура нагрева, °С	Длительность выдержки, час	Толщина слоя, мкм	Твердость слоя, МПа	Твердость сердцевинны после ХТО, НВ	Твердость сердцевины после ХТО+ТО, НРС	Фазовый состав слоя	Укладка контейнера
1	950	8	10	12200	200-220	50-52	$\text{Fe}_2\text{B}$	Смесь [1] Активатор $\text{KBF}_4$
2	950	12	10	12800	200-220	50-52	$\text{Fe}_2\text{B}$	Смесь [1] Активатор $\text{KBF}_4$
3	950	4	10	12000	200-220	50-52	$\text{FeB}$ $\text{Fe}_2\text{B}$	Смесь [1], обогащенная $\text{B}_4\text{C}$ Активатор $\text{KBF}_4$
4	950	4	10	12400	200-220	50-52	$\text{FeB}$ $\text{Fe}_2\text{B}$	$\text{B}_4\text{C}$ Активатор $\text{KBF}_4$

Термообработку образцов проводили по следующим режимам: закалка от температуры 970°С, охлаждение в масле, отпуск при температуре 180°С в течение 1,5 ч.

Исследовали влияние режимов формирования упрочненных слоев на их структуру и свойства. Деформированное состояние исследовали на образцах без термообработки, а также образцах, подвергнутых закалке и последующему отпуску. Нагружение кубических заготовок размерами 4×4×4 мм осуществляли на гидравлическом прессе ПСУ-10.

Ориентация текстуры металла – карбидных строчек составляла  $30^\circ$  по отношению к линии приложения внешней нагрузки.

Для выявления характера взаимодействия структурных составляющих материала на предварительно полированную поверхность образца индентором Виккерса наносили взаимноперпендикулярные линии с шагом 100 мкм (рис. 1.). Количественная оценка деформированного состояния проводилась путем регистрации параметров координатной сетки, а также изменением внешних размеров образцов.

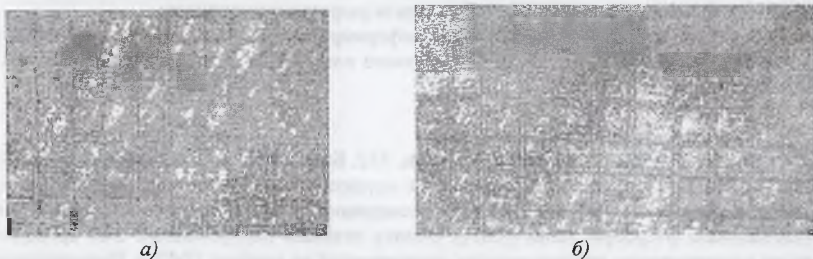


Рис. 1. Вид координатной сетки на образцах: до деформации (а), после деформации (при напряжении  $> 1600$  МПа) (б)

#### Результаты экспериментов и их обсуждение

Как видно из таблицы, увеличение времени выдержки с 8 до 12 часов для партий образцов 1 и 2 не привело к изменению толщины слоя, она составила 10 мкм (рис. 2). При обогащении смеси путем введения 50% карбида бора, глубина слоя не изменилась, но вдвое уменьшилось время насыщения образцов. Аналогичные результаты получены в случае использования в качестве насыщающей среды только порошка карбида бора.

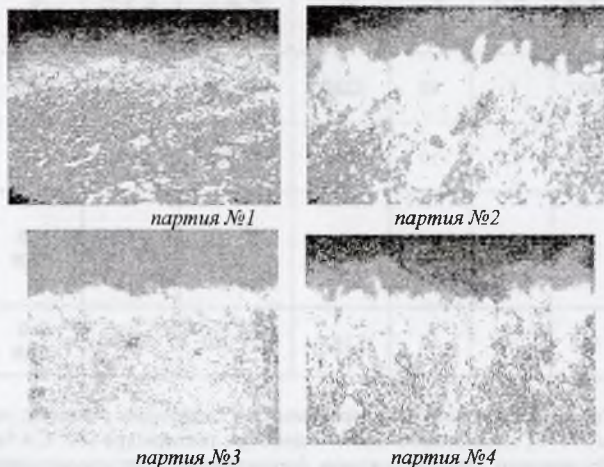


Рис. 2. Структура борированных слоев в зависимости от режима борирования ( $\times 650$ )



Обработка по первому режиму (рис. 2) позволяет получить слой, структура которого представляет собой двухфазный композиционный материал с достаточно равномерным распределением мелкодисперсных боридов в материале матрицы –  $\alpha$ -фазе.

Структура упрочненных слоев, сформированных по 2–4 режимам, характеризуется непрерывным строением боридного слоя, он формирует отдельную фазу.

Деформация всех образцов, подвергнутых химико-термической обработке, но не прошедших окончательную термообработку, в диапазоне внешних сжимающих напряжений 1000...1100 МПа сопровождается проявлением заметной пластичности материала (рис. 4). Во всех исследованных случаях отмечено возрастание величины деформации до 50% при незначительном увеличении внешнего сжимающего напряжения, без разрушения образцов.

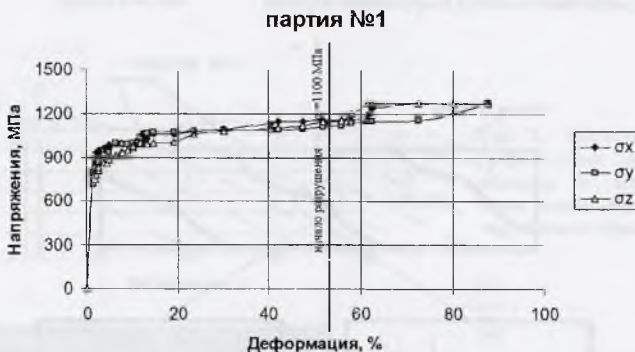


Рис. 3. Взаимосвязь между напряжениями в материале образцов и деформациями после химико-термической обработки

Дальнейшее увеличение напряжений сопровождается небольшим снижением пластичности и значительным изменением размеров образца. На этой стадии происходит интенсивное накопление внутренних микродефектов, образующихся на плоскостях скольжения, ориентированных под углом  $45^\circ$  к линии приложения нагрузки. Их суммирование приводит к зарождению трещин и разделению металла на отдельные фрагменты (рис. 4).

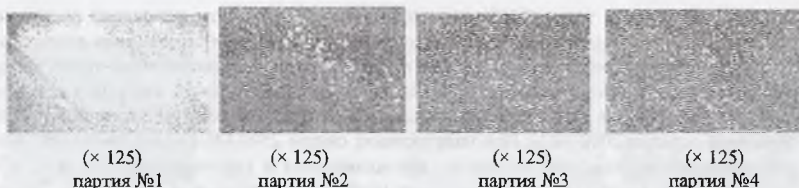


Рис. 4. Начальные дефекты, возникшие в исследованных образцах

Очевидно, что основную роль в зарождении и развитии дефектов играют касательные напряжения, достигающие своего максимального значения на плоскостях скольжения, ориентированных под углом  $45^\circ$  к линии приложения внешней нагрузки. Расположение карбидных строчек под углом  $30^\circ$  к линии приложения внешних напря-

жений ускоряет процесс зарождения и развития дефектов. Интенсивное развитие трещин происходит после увеличения внешнего напряжения свыше 1100 МПа. Это происходит при увеличении степени деформации свыше 50...60%.

Таким образом, механизм разрушения исследованных образцов можно представить в следующем виде (рис. 5): зарождение трещины происходит на границе включения-матрица, что обусловлено различием свойств матрицы и включения. Дальнейший рост трещины происходит преимущественно в направлении действия максимальных касательных напряжений. Карбидные частицы способствуют развитию макродефектов. Степень деформации стали X12, не прошедшей термическую обработку, без развития дефектов, достигает 50% и определяется, в первую очередь, пластичностью матрицы  $\alpha$ -фазы. Наличие упрочненного боридного слоя не вносит каких-либо особенностей в механизм деформирования и разрушения образца.

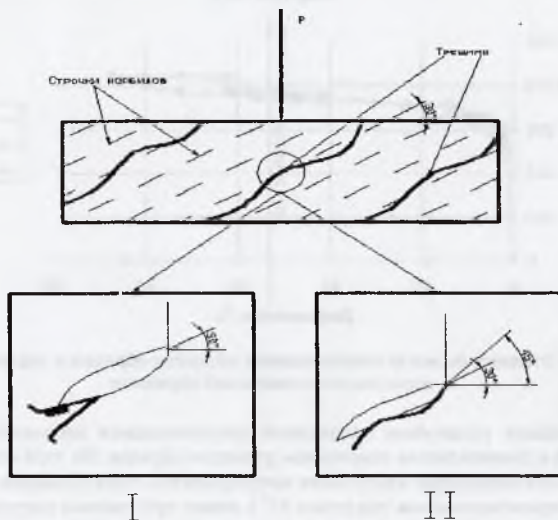


Рис. 5. Схема образования макродефектов в образцах после химико-термической обработки

Последующая термообработка с достижением твердости основного материала 50...52 HRC не привела к изменению структуры и твердости упрочненных слоев (рис. 6). Анализ деформированного состояния образцов, подвергнутых химико-термической обработке и последующей термообработке, показал, что прочность материала возросла (рис. 7). Деформация образцов начинается при достижении величин сжимающих напряжений порядка 2000 МПа. При напряжениях свыше 2500 МПа и деформациях более 5% возникают первые микродефекты, зарождающиеся в упрочненном слое (рис. 10). Их дальнейшее распространение разделяет материал на отдельные фрагменты. Зарождение начальных трещин и их рост происходит по плоскостям, ориентированным перпендикулярно направлению действия главных деформаций (рис. 8, 9, 10). Это свидетельствует о том, что наиболее хрупкой фазой является упрочненный слой. В результате проведения окончательной термообработки различие между механическими свойствами матрицы и карбидных включений уменьшено и механизмом разрушения металла является отрыв, а не скольжение.

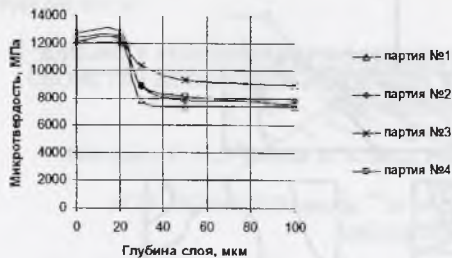


Рис. 6. Распределение микротвердости  $H_{100}$  образцов по глубине слоя, после окончательной термообработки

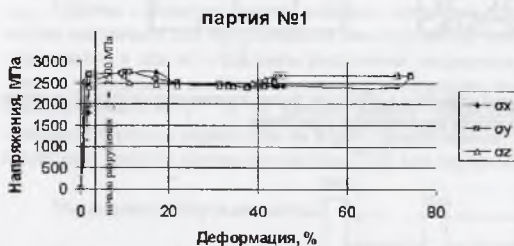


Рис. 7. Взаимосвязь между напряжениями в материале образцов и деформациями, после химико-термической и термической обработок

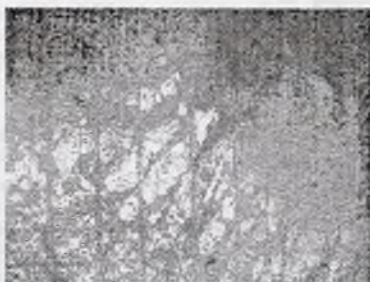


Рис. 8. Зарождение макродефектов в упрочненном слое (×250)

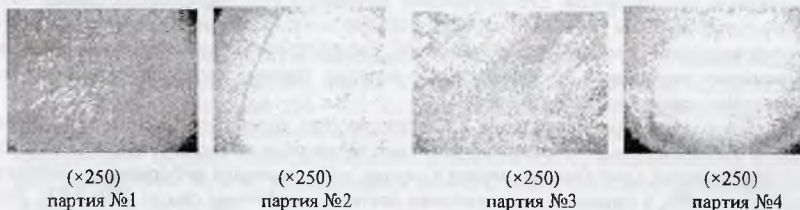


Рис. 9. Деформированное состояние образца 1–4 партии после химико-термической и термической обработок

Прочность материала после проведения термообработки увеличена более чем в два раза (рис. 11).

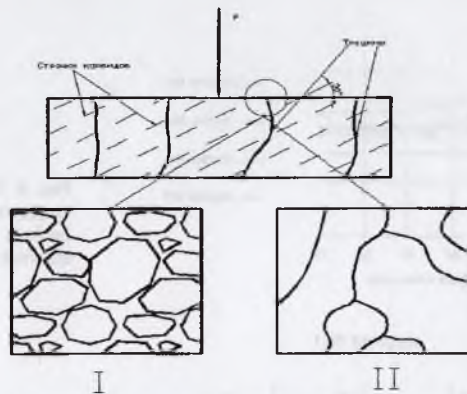


Рис. 10. Схема образования макродефектов в образцах после химико-термической и последующей термической обработок

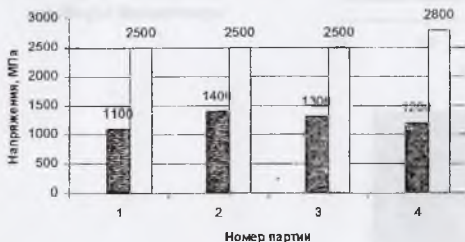


Рис. 11. Зависимость напряжений разрушения борированного слоя от режима борирования и последующей термообработки.

### Выводы

Установлено, что деформирование стали X12, упрочненной посредством борирования, без проведения окончательной термообработки, сопровождается высокой пластичностью металла. Предельная величина деформации образца без разрушения достигает порядка 50%. Свойства упрочненного слоя не оказывают влияния на поведение материала под нагрузкой. Его разрушение начинается при деформациях свыше 50%. Начальные дефекты возникают по всему объему металла на границах между карбидными частицами и металлической матрицей. Распространение дефектов происходит по механизму скольжения по плоскостям, в которых главные касательные напряжения достигают максимальной величины

Испытание образцов из стали X12 подвергнутых упрочнению и последующей закалке с низким отпуском, показали, что зоной зарождения начальных дефектов является упрочненный слой. Они возникают в случае, когда величина деформации материала превышает 5%, а сжимающие напряжения достигают величины свыше 2500 МПа. Распространение трещин происходит по плоскостям ориентированным перпендикулярно направлению действия главных деформаций по механизму отрыва.

### Список литературы

1. Воронин Л.Г., Ляхович Л.С. Борирование стали. - М.: Металлургия, 1978. - 240 с.