

TALLINNA POLÜTEHNILISE
INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО
ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

СЕРИЯ А

№ 237

**ИЗНОС, УСТАЛОСТЬ И КОРРОЗИЯ
МЕТАЛЛОВ**

СБОРНИК СТАТЕЙ

II

Fr. 6.1
TALLINNA POLÜTEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED
ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО
ИНСТИТУТА

С Е Р И Я А

№ 237

1966

УДК 620.178

ИЗНОС, УСТАЛОСТЬ И КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ

СБОРНИК СТАТЕЙ

II

Таллин
1966



Ep.7579

УДК 620.178.167

Ю.А. Тадольдэр

НЕКОТОРЫЕ КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ЗАВИСИМОСТИ
ИЗНАШИВАНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

В в е д е н и е

Явление разрушения поверхностей деталей, подвергающихся ударам движущихся абразивных частиц, широко известно в технике. Износ в потоке абразивных частиц наблюдается во многих машинах и установках: дезинтеграторах, газовых турбинах на твердом топливе, пневмотранспортных установках, котлах, работающих на пылевидном топливе и т.д.

Несмотря на то, что имеется большое число экспериментальных работ, законченной теории, полностью объясняющей процесс износа в потоке абразивных частиц, пока не существует. По мнению некоторых исследователей (С.Н.Сыркин, И.В. Кузнецов и др.) износ вызван ударным воздействием абразивного потока. Другие же пытаются связать абразивный износ с законами резания или усталостными явлениями (В.Н.Брачиков, И.К. Лебедев и др.). И. Клейс [1] рассматривает процесс изнашивания в потоке абразивных частиц как сложный комплексный процесс, в который могут входить: резание микростружек абразивными частицами, выплавление металла, контактная усталость и разрушение поверхности в результате высоких контактных напряжений. Однако только при наличии разнообразных экспериментальных данных, полученных при испытании различных материалов как сплавов, так и чистых металлов в разных условиях, можно раскрыть сущность процесса этого вида изнашивания.

Целью данного исследования является получение зависимостей изнашивания различных чистых металлов от таких параметров струи абразива как скорость, угол атаки, зернистость, концентрация частиц и т.д.. Эти зависимости необходимы для выяснения механизма изнашивания чистых металлов в струе абразива. Раскрытие механизма изнашивания технически чистых металлов должно помочь пониманию физической сущности процесса ударного изнашивания в целом.

В существующих работах [2,3,4,5] отражены исследования по абразивному изнашиванию только некоторых чистых металлов, применяющихся в промышленности, таких как алюминий, медь и некоторые другие.

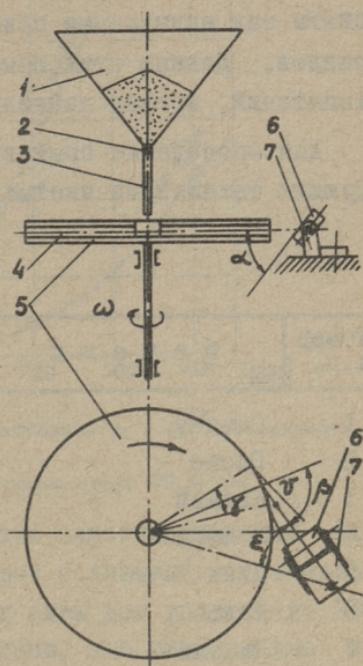
В настоящей работе было испытано тринадцать технически чистых металлов, включая и тугоплавкие ниобий, молибден и вольфрам. Опыты проводились при комнатной температуре на воздухе. В качестве абразива в основном применялся сухой фракционированный нормальный кварцевый песок для испытаний цементов. Песок соответствует требованиям ОСТ 6139-52 и содержит кварца 99,5%. Скорость абразивного потока выбиралась в диапазоне 29...82 м/сек, и угол атаки варьировался в пределах 15° ... 90° .

Опытная установка и методика исследования

Испытания технически чистых металлов на изнашивание в потоке абразивных частиц проводились на центробежном ускорителе, схема которого приведена на фиг. 1.

Принцип работы ускорителя заключается в следующем. Определенное количество абразива засыпают в бункер I установки, откуда он через калиброванное отверстие 2 по резиновому питательному шлангу 3 попадает в центральное отверстие рабочего колеса 5. Последнее вращается с угловой скоростью ω . Под влиянием центробежной силы частицы абразива, проходя по радиальным каналам 4 ротора, выходят из них под углом β со скоростью V и ударяют по поверхности образцов 6. Образцы крепятся в держателях 7, расположенных концентрично вокруг ротора. Для изменения угла атаки между

Фиг. 1. Схема центробежного ускорителя



образивной струей и поверхностью образцов, держатели могут поворачиваться вокруг горизонтальной оси. Скорость абразива V в момент его выхода из канала можно определить по формуле

$$V = \frac{V_{\tau}}{\sin \beta},$$

где V_{τ} — линейная скорость обода ротора,

β — угол выхода (угол между радиусом рабочего колеса и направлением скорости абразивных частиц).

Подробное описание центробежного ускорителя дано в работе [6]. За исходный показатель абразивного изнашивания был принят весовой износ данного металла, который определялся путем взвешивания образцов до и после испытания на аналитических весах с точностью до $\pm 0,2$ мг. Как в предварительных, так и в основных опытах из каждого исследуемого материала одновременно в машину устанавливали минимум три образца. Образцы были изготовлены с размерами $2I \times 2I \times 4 \dots 4,5$ мм.

В предварительных опытах была найдена связь между количеством абразива на 1 см^2 поверхности и износом, т.е. были сняты так называемые кривые изнашивания исследуемых материалов. Данные этих опытов приведены в разделе "Результаты испытаний, кривые изнашивания".

Для проведения опытов были использованы образцы из следующих технически чистых металлов (см.таблицу I).

Т а б л и ц а I

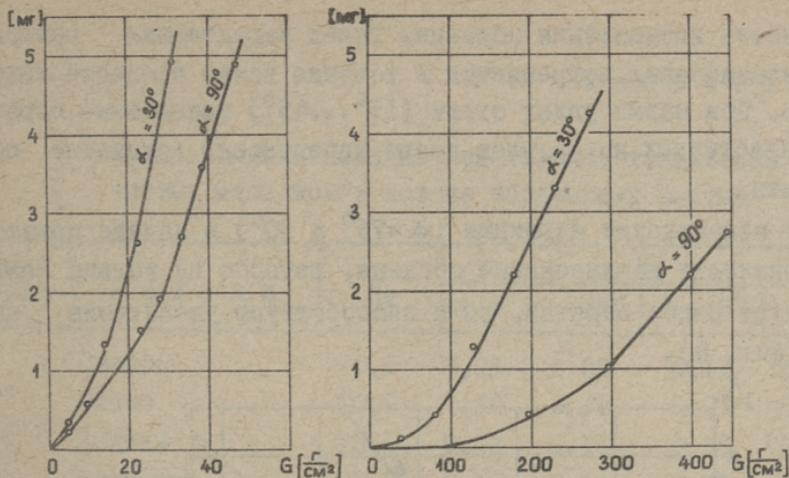
Номер п.п.	М е т а л л	Марка	% содержания осн.металла
1.	Свинец	СО	99,92
2	Олово	О	97,46
3	Кадмий	КДО	99,95
4	Алюминий	АОО	99,70
5	Цинк	ЦО	99,96
6	Медь	М I	99,90
7	Никель	НО	
8	Армко-железо		99,96
9	Кобальт	К I	99,25
10	Титан	В Т I	99,40
11	Ниобий	Nb	99,20
12	Молибден	МО	99,90
13	Вольфрам	W	99,95

Результаты испытаний

а) Кривые изнашивания

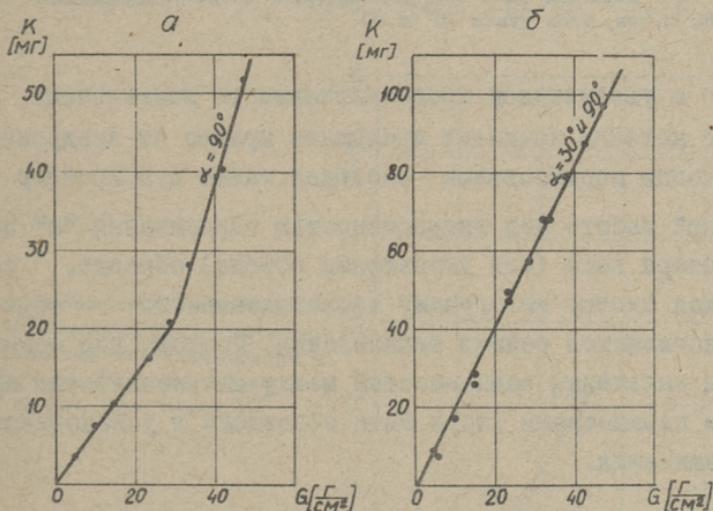
В начальной фазе процесса как черные, так и чистые металлы изнашиваются с переменной интенсивностью. В дальнейшем процесс стабилизируется и кривая переходит в прямую (фиг.2). Первую фазу можно охарактеризовать как неустановившийся режим изнашивания, а вторую как установившийся. На фиг.2 приведены типичные кривые изнашивания никеля.

Как показывают опыты и приведенные графики, длительность первой фазы зависит не только от материала образца, но также от скорости и угла атаки абразивной струи. С уменьшени-



Фиг. 2. Зависимость износа от количества абразива на 1 см^2 поверхности (кривые изнашивания) для никеля;
 а-скорость струи 82 м/сек, б-скорость струи 29 м/сек

ем угла атаки и увеличением скорости неустановившаяся фаза изнашивания укорачивается. Некоторое исключение составляют олово, где первая фаза отсутствует (как при угле атаки 30° , так и при 90°), а также свинец и цинк, где имеются два линейных участка (при угле атаки 90°), фиг. 3.

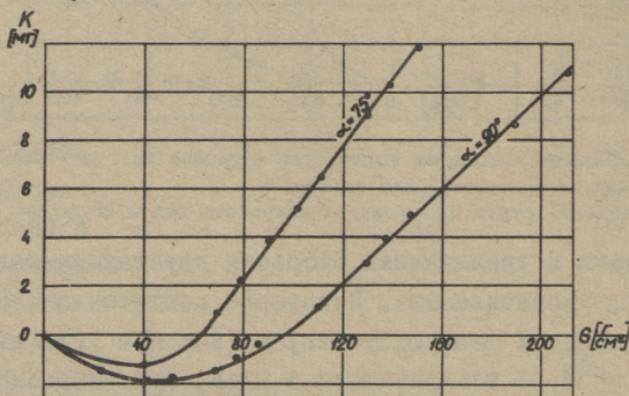


Фиг. 3. Зависимость износа от количества абразива на 1 см^2 поверхности (кривые изнашивания). Скорость струи — 82 м/сек:
 а-для свинца, при угле атаки 90° , б-для олова, при угле атаки 30° и 90°

Следует отметить, что для свинца с переломом кривой изнашивания связано появление характерных выемок или кратеров на

поверхности изнашивания образца. Такая характерная поверхность изнашивания сохраняется в течение всего процесса изнашивания. При малых углах атаки ($15^{\circ} \dots 45^{\circ}$) изношенные образцы из пластичных материалов имеют характерные волнистые поверхности.

При изнашивании алюминия ($\alpha = 75^{\circ}$ и 90°) в начале процесса происходит шаржирование образца, которое не только компенсирует износ образца, но и способствует увеличению его веса (фиг. 4).



Фиг. 4. Зависимость износа алюминия от количества абразива на 1 см^2 поверхности. Скорость струи 82 м/сек , угол атаки 75° и 90°

Однако с увеличением продолжительности изнашивания весовой износ металла начинает превышать привес от внедрения частиц. Явления шаржирования наблюдал также А.В.Шрейдер [7].

В данной работе под интенсивностью изнашивания "к" понимается потеря веса (или уменьшение объема) образца, соответствующая одному килограмму израсходованного абразива при установившемся режиме изнашивания. Поэтому все основные опыты для выявления зависимостей между интенсивностью изнашивания и параметрами струи были проведены в установившейся фазе изнашивания.

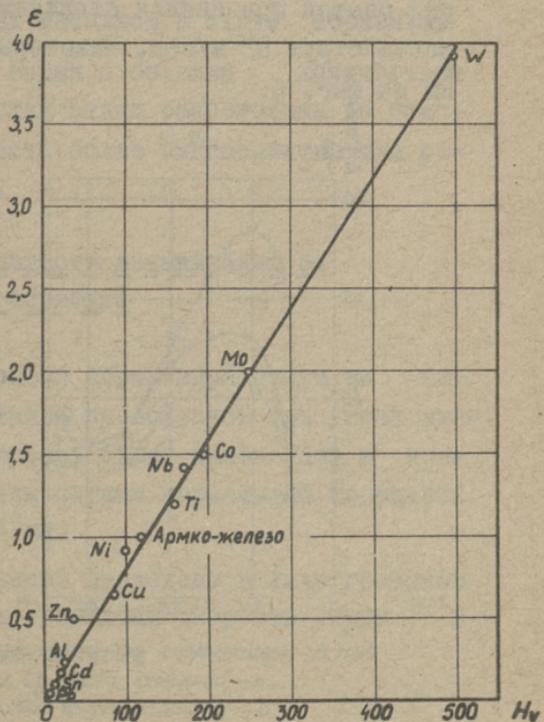
б) Относительная износостойкость и твердость

Для всех испытанных технически чистых металлов определялась относительная износостойкость "ε". Эталоном служило Армо-железо. Данные, полученные при испытании на износостойкость, а также твердость образцов до испытания приведены в таблице 2.

Т а б л и ц а 2

Результаты испытаний на изнашивание технически
чистых металлов в потоке абразивных частиц

Номер образ- ца	М е т а л л	H _V	ε			
			α=15°	α=30°	α=45°	α=90°
1	Свинец	4,5	0,02	0,05	0,11	0,13
2	Олово	10,9	0,11	0,10	0,07	0,06
3	Кадмий	20,14	0,14	0,16	0,21	0,37
4	Алюминий	23,7	0,10	0,24	0,39	0,65
5	Цинк	35,0	0,46	0,50	0,45	0,80
6	Медь	86,10	0,56	0,65	0,81	1,00
7	Никель	97,0	0,80	0,94	1,21	1,28
8	Армко-железо	120,7	1,00	1,00	1,00	1,00
9	Кобальт	196,0	1,40	1,50	1,40	0,79
10	Титан	160,2	1,17	1,20	0,86	0,52
11	Ниобий	171,0	1,30	1,43	1,45	1,57
12	Молибден	248,0	2,10	2,00	2,00	1,20
13	Вольфрам	496,0	3,90	3,96	3,72	2,40



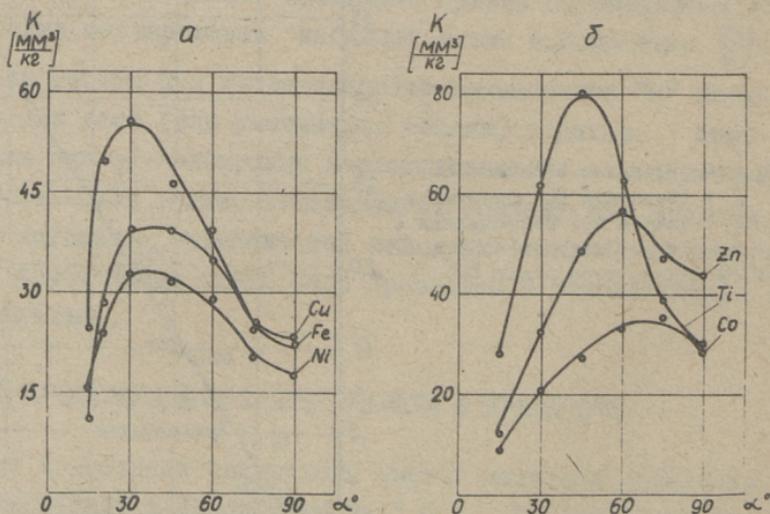
Фиг. 5. Относительная износостойкость ϵ и твердость H_V технически чистых металлов при изнашивании в струе абразива. Скорость абразивной струи 82 м/сек, угол атаки 30°

При малых углах атаки между относительной износостойкостью и твердостью существует линейная зависимость (фиг.5).

М.М. Хруцов и М.А. Бабичев [8], проводившие испытание на абразивное изнашивание технически чистых металлов при трении об абразивную поверхность, получили аналогичную зависимость. При этом М.М. Хруцов и М.А. Бабичев считают, что при изнашивании металлов о закрепленные абразивные частицы разрушение поверхности изнашивания происходит, в основном, вследствие микрорезания. Отсюда можно сделать вывод, что и при изнашивании технически чистых металлов в абразивной струе при малых углах атаки также преобладает микрорезание.

в) Зависимость интенсивности изнашивания от угла атаки

Опыты для определения влияния угла атаки на интенсивность изнашивания проводились при углах атаки 15° , 20° , 30° , 45° , 60° , 75° и 90° . Первая серия опытов проводилась при средней скорости абразивной струи 82 м/сек, вторая — при 29 м/сек. В качестве абразива был применен нормальный кварцевый песок зернистостью 0,4–0,63 мм. При третьей серии опытов применялся стеклянный порошок при средней скорости струи 82 м/сек. Некоторые результаты опытов приведены на фиг. 6.



Фиг. 6. Зависимость интенсивности изнашивания от угла атаки:
 а - скорость струи 82 м/сек, нормальный песок 0,4...0,63 мм,
 б - скорость струи 29 м/сек, нормальный песок 0,4...0,63 мм

Как видно из графиков, угол атаки, соответствующий максимуму интенсивности изнашивания, у различных металлов разный. Существует мнение, что у более мягких материалов максимум интенсивности изнашивания обнаруживается при меньших углах атаки, а у более твердых при больших углах. Эту общую закономерность нарушают цинк и олово, которые имеют максимум интенсивности изнашивания соответственно при 45° и 50° . По-видимому, здесь, кроме твердости играют роль еще и другие факторы.

Испытания при скоростях 82 м/сек и 29 м/сек показали, что угол атаки, соответствующий максимуму интенсивности изнашивания, не зависит от скорости абразивной струи.

Опыты показали, что качество абразивного материала влияет не только на интенсивность изнашивания, но и на величину угла атаки, соответствующего максимуму интенсивности изнашивания. Например, при использовании стеклянного порошка вместо кварцевого песка в качестве абразива угол атаки, соответствующий максимуму интенсивности изнашивания, уменьшался, а интенсивность изнашивания увеличивалась в несколько раз. Аналогичные результаты были получены Финние [2] при испытании некоторых чистых металлов в струе абразива.

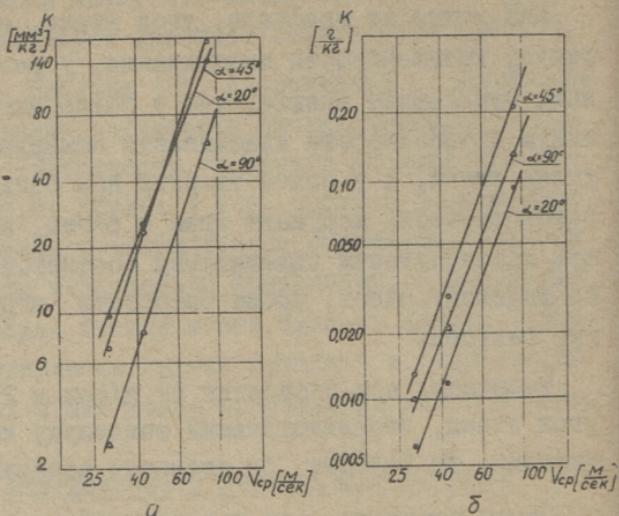
Следовательно, абразивные зерна с большим количеством режущих граней при меньших углах атаки расположены по отношению к изнашиваемой поверхности более благоприятно для резания, чем при больших углах.

г) Зависимость интенсивности изнашивания от скорости струи абразива

Для выявления влияния скорости абразивной струи на интенсивность изнашивания испытания проводились при углах атаки 20° , 45° и 90° , причем скорость струи изменялась в пределах 29 - 82 м/сек. Абразивом служил нормальный кварцевый песок зернистостью 0,4...0,63 мм.

Некоторые результаты испытаний приведены в виде графиков „интенсивность изнашивания „к” - средняя скорость струи V” в логарифмических координатах на фиг. 7.

Фиг. 7. Зависимость интенсивности изнашивания от скорости струи абразива: а - для кадмия, б - для ниобия



Для установленной эмпирической зависимости „ k “ = aV^m были определены показатели степени „ m “ для всех испытанных материалов при углах атаки 20, 45, 90°. Показатель степени „ m “ находится в пределах от 2 до 4. Наибольшие значения „ m “ соответствуют тем углам, при которых имеется максимум интенсивности изнашивания. Значения „ m “ и „ a “ приведены в таблице 3.

Таблица 3

Металлы	$\alpha = 20^\circ$		$\alpha = 45^\circ$		$\alpha = 90^\circ$	
	a	m	a	m	a	m
Свинец	$0,48 \cdot 10^{-2}$	2,7	$0,55 \cdot 10^{-2}$	2,5	$0,25 \cdot 10^{-1}$	2,0
Олово	$0,13 \cdot 10^{-2}$	2,7	$0,48 \cdot 10^{-3}$	3,1	$0,64 \cdot 10^{-5}$	4,0
Цинк	$0,24 \cdot 10^{-3}$	2,8	$0,16 \cdot 10^{-4}$	3,5	$0,22 \cdot 10^{-4}$	3,2
Алюминий	$0,17 \cdot 10^{-3}$	3,1	$0,41 \cdot 10^{-3}$	2,8	-	-
Кадмий	$0,15 \cdot 10^{-2}$	2,6	$0,21 \cdot 10^{-3}$	3,1	$0,12 \cdot 10^{-3}$	3,0
Медь	$0,22 \cdot 10^{-3}$	2,8	$0,19 \cdot 10^{-3}$	2,8	$0,66 \cdot 10^{-4}$	2,9
Никель	$0,16 \cdot 10^{-3}$	2,7	$0,35 \cdot 10^{-3}$	2,6	$0,13 \cdot 10^{-3}$	2,7
Армко-желе- зо	$0,23 \cdot 10^{-4}$	3,2	$0,41 \cdot 10^{-3}$	2,6	$0,44 \cdot 10^{-4}$	3,0
Кобальт	$0,28 \cdot 10^{-4}$	2,9	$0,76 \cdot 10^{-4}$	2,9	$0,81 \cdot 10^{-3}$	2,4
Титан	$0,41 \cdot 10^{-4}$	2,9	$0,15 \cdot 10^{-4}$	3,4	$0,70 \cdot 10^{-4}$	3,0
Молибден	$0,84 \cdot 10^{-4}$	2,5	$0,74 \cdot 10^{-4}$	2,9	$0,43 \cdot 10^{-4}$	2,9
Ниобий	$0,55 \cdot 10^{-4}$	2,7	$0,91 \cdot 10^{-4}$	2,8	$0,20 \cdot 10^{-3}$	2,5
Вольфрам	$0,55 \cdot 10^{-5}$	3,1	$0,13 \cdot 10^{-4}$	3,1	$0,32 \cdot 10^{-5}$	3,4

В ы в о д н

1. Для всех испытанных технически чистых металлов процесс изнашивания зависит от количества абразива, приходящегося на 1 см^2 . Для большинства материалов процесс изнашивания состоит из неустановившейся и установившейся фаз.

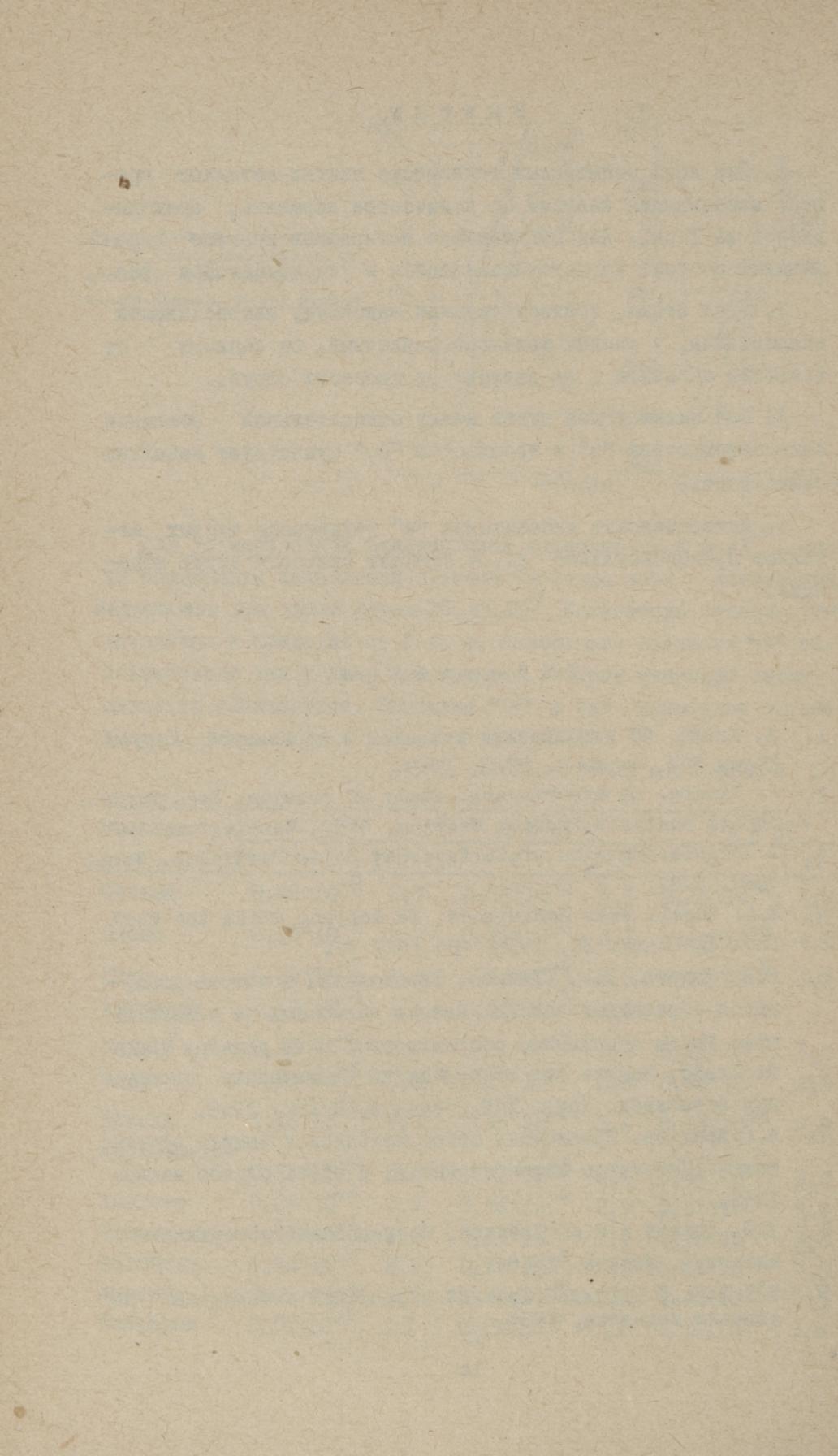
2. Угол атаки, соответствующий максимуму интенсивности изнашивания, у разных металлов различный. Он зависит от качества абразива и не зависит от скорости струи.

3. При малых углах атаки между относительной объемной износостойкостью "к" и твердостью " H_V " существует линейная зависимость.

4. Интенсивность изнашивания "к" технически чистых металлов пропорциональна 2...4 степени скорости струи абразива.

Л и т е р а т у р а

1. И. Клейс. Об изнашивании металлов в абразивной струе. Труды ТПИ, серия А, №168, 1959.
2. I. Finnie. An experimental study of erosion, Soc. Exptl. Stress Analysis, Spring Meeting, 1959, Washington, D.C.
3. I. Finnie. Erosion of Surfaces by Solid Particles, Wear, 1960. 3.87.
4. H.A. Uncel. Wear Resistance, Is Melting Point the Key? Iron Age March 20, 1958, 181 (12) 97.
5. В.Н. Кашеев, В.М. Глазков. Изнашивание в потоке движущихся абразивных частиц. Методы испытания на изнашивание. Труды совещания, состоявшегося 7-10 декабря 1960г.
6. И. Клейс. Машина для исследования изнашивания свободным абразивом. Труды ТПИ, серия А, № 152, 1958.
7. А.В.Шрейдер. Эрозионный износ металлов и защита покрытиями. Повышение износостойкости и срока службы машин, 1956.
8. М.М. Хрущов и М.А. Бабичев. Исследования изнашивания металлов. Москва 1960.
9. Я.П.Шейн, Н.В.Гудима. Краткий справочник металлурга по цветным металлам, 1964.



УДК 620.178.167

Ю.А. Тадольдэр

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ АБРАЗИВНОГО ЗЕРНА НА
ИНТЕНСИВНОСТЬ ИЗНАШИВАНИЯ МЕТАЛЛОВ В ПОТОКЕ
АБРАЗИВНЫХ ЧАСТИЦ

Важнейшей задачей современного машиностроения является повышение долговечности и надежности эксплуатации машин. Во многих случаях лимитирующим фактором является изнашивание и, в частности, изнашивание в потоке абразивных частиц.

Этот вид изнашивания наблюдается во многих машинах и установках: в таких как газовых турбинах, работающих на твердом топливе, пневмотранспортных установках, циклонах и т.д.

Эффект разрушения поверхности в потоке абразивных частиц зависит от многочисленных факторов. Кроме таких параметров, как механические и физические свойства металла, скорость струи, угол атаки, концентрация струи и т.д., процесс разрушения зависит от особенностей самой частицы. В первую очередь это касается ее размеров, структуры, прочности, формы.

Насколько известно автору статьи, при исследовании этого вида изнашивания исследователи обращали меньше всего внимания на свойства самой абразивной частицы, особенно на ее геометрию. В некоторых статьях [1, 2, 3, 4 и др.] отмечается, что частицы остроугольной формы вызывают больший износ, чем частицы круглой формы.

В перечисленных статьях не приводится никаких характеристик, указывающих на различие между частицами разной

Формы, не говоря о связи между этими характеристиками и износом.

К.В. Олесевич [3] при изучении износа элементов газовых турбин, работающих на твердом топливе, рассматривает такие характеристики зола, как фракционный состав, химический состав, прочностные характеристики и т.д., но форму частиц он не рассматривает, хотя обращает на это внимание.

А.А. Антоновым [4] установлено, что с увеличением микротвердости абразива износ возрастает. Применяя для этих опытов абразивы разной формы (кварцевый песок, мрамор и гранит) автор приписывает увеличение износа за счет увеличения микротвердости абразивного зерна.

Опыты показывают, что невозможно увязать износ с микротвердостью зерна, не установив зависимости между формой зерна и износом. Опытные данные, приведенные в таблице I, показывают, что при применении стеклянного порошка в качестве абразива, микротвердость которого равна 585 кг/мм^2 [5] и который имеет остроугольную форму, износ во много раз больше, чем у нормального кварцевого песка для испытания цементов (ОСТ 6139-52), микротвердость которого 840 кг/мм^2 [5] и который имеет округлую форму.

Б.Саар [6], исследуя изнашивания металлов в уплотненной абразивной массе, применяет в качестве характеристик абразивности зерен коэффициенты округленности и сферичности. Автор приходит к выводу, что от первой характеристики зависит режущая способность отдельных выступов зерен, а от второй - положение относительно изнашиваемой поверхности.

Как следует из вышесказанного и опытных данных, приводимых в таблице I, форма абразивной частицы является одним из главных факторов, влияющих на интенсивность изнашивания.

Целью данной работы было установление количественной зависимости интенсивности ударного изнашивания от формы абразивного зерна. Для этого был определен коэффициент формы

Т а б л и ц а I

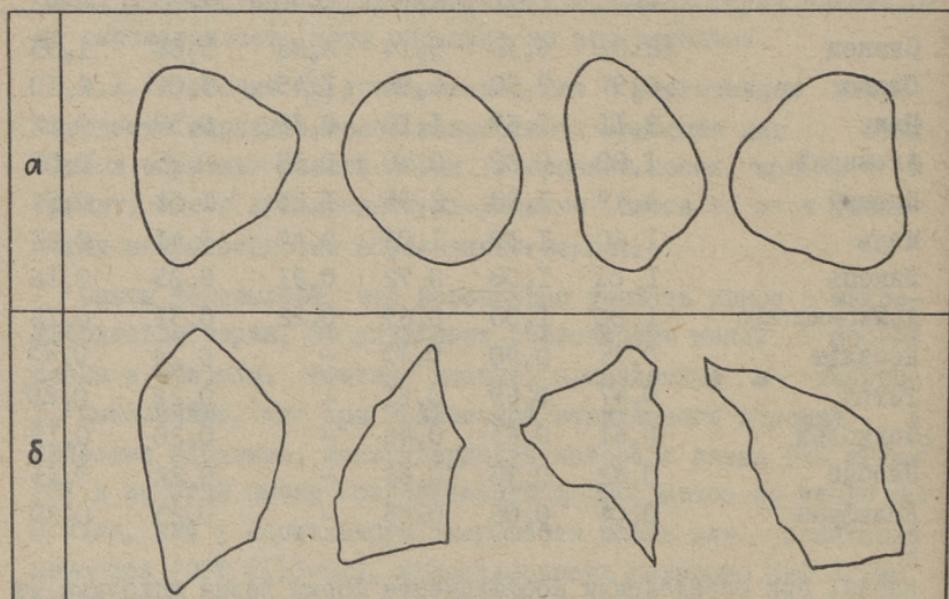
М е т а л л	Интенсивность изнашивания (Г/кГ). Скорость струи 82 м/сек					
	Стекланный порошок			Нормальный кварцевый песок		
	Угол атаки °			Угол атаки °		
	20	45	90	20	45	90
Свинец	12,06	6,36	5,14	6,88	3,88	1,95
Олово	6,97	7,50	4,98	1,45	3,02	2,10
Цинк	2,11	1,57	1,18	0,39	0,58	0,21
Алюминий	1,09	0,89	0,40	0,38	0,25	0,09
Кадмий	4,49	3,58	2,35	1,23	1,54	0,55
Медь	1,60	1,39	1,03	0,44	0,41	0,21
Никель	1,01	1,03	0,72	0,21	0,29	0,16
Армко-железо	1,06	1,00	0,69	0,22	0,31	0,18
Кобальт	0,75	0,90	0,75	-	0,24	0,25
Титан	0,47	0,69	0,61	-	0,22	0,20
Молибден	0,61	0,63	0,46	-	0,20	0,15
Ниобий	0,82	0,93	0,68	-	0,22	0,13
Вольфрам	0,04	0,06	0,05	-	0,23	0,20

зерна. При определении коэффициента формы зерна исходили из следующих соображений: во первых, чем меньше радиус округления вершины угла, тем больше он имеет способность внедряться в поверхность преграды и, во вторых, чем больше выступающих острых углов, тем большая вероятность, что зерно ударяется выступом, способным врезаться в металл. Следовательно, коэффициент формы зерна должен учитывать оба эти фактора таким образом, чтобы с увеличением числа выступов и с уменьшением радиуса округления выступов коэффициент формы зерна увеличивался. Исходя из этих соображений можно записать, что

$$M = \frac{N_{\text{ср}}}{r_{\text{ср}}},$$

где: M - коэффициент формы зерна,
 $N_{\text{ср}}$ - среднее число выступов,
 $r_{\text{ср}}$ - средний радиус округления вершины угла.

Для определения N и r применялся метод зарисовки. Исследуемые зерна зарисовывались при помощи рисовального аппарата РА-4, приспособленного к обычному биологическому микроскопу. В качестве примера на фиг. 1 показаны зарисованные для анализа зерна нормального кварцевого песка для испытания цементов и стеклянного порошка.



Фиг. 1. Зарисовки зерен нормального песка испытания цементов (а) и стеклянного порошка (б)

Зерна зарисовывались в основных опытах в одной проекции, но для проверки были сфотографированы в трех проекциях. Для фотографирования в трех проекциях было применено приспособление, описанное в статье [7]. Коэффициенты формы, определяемые по одной проекции, различаются от коэффициентов формы, определяемых по трем проекциям, но их отношение является величиной постоянной.

Абразивные зерна разной формы, но с одинаковыми другими характеристиками получили при помощи размельчения нормаль-

ного кварцевого песка на том же центробежном ускорителе, где и проводилось испытание на ударное изнашивание. Размельчение проводилось при следующих скоростях удара: 61, 82 и 90 м/сек. После измельчения проводилось фракционирование и из каждой партии зарисовывалось по 100 зерен для определения коэффициентов формы. Таким путем приготавливались абразивы определенной фракции (0,63–0,40 мм), имеющие одинаковые механические и физические свойства, но разные коэффициенты формы: $M = 33$, $M = 56$, $M = 76$, $M = 100$.

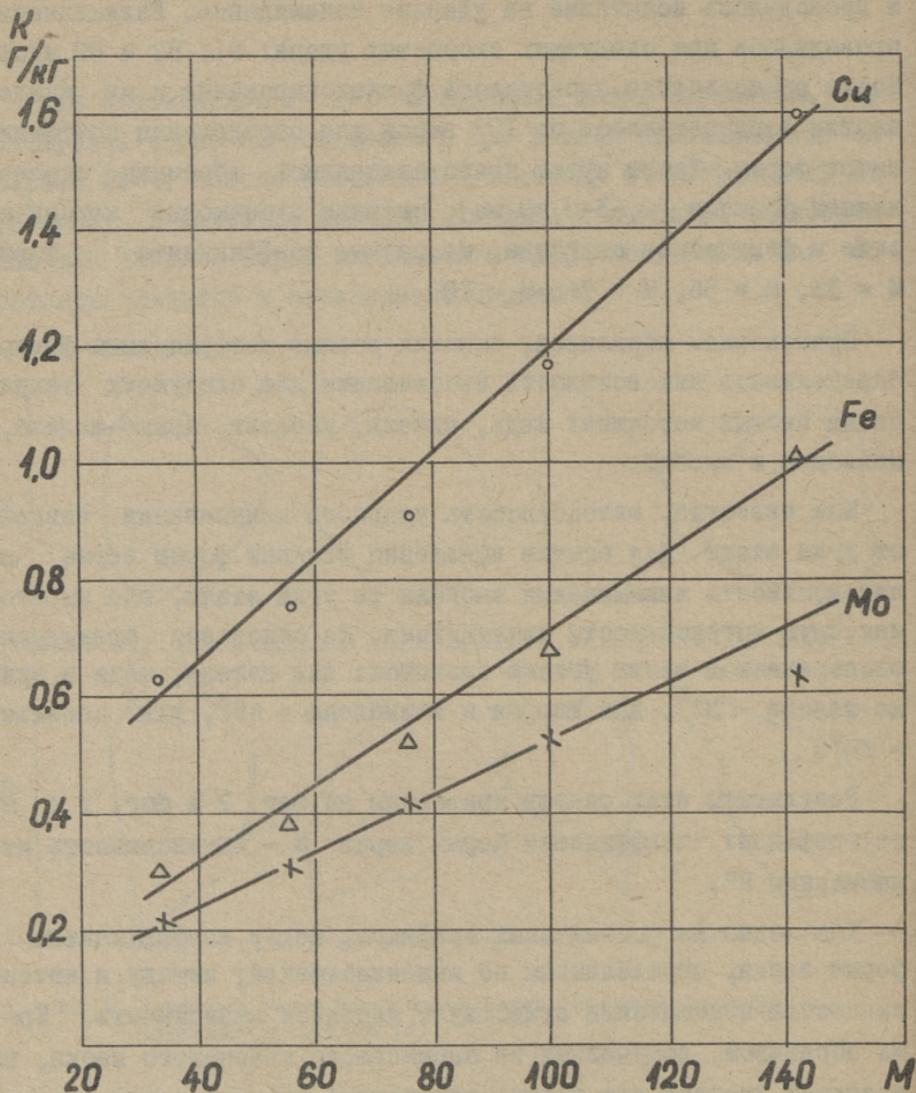
Применением абразивов, имеющих разные коэффициенты формы, определялась интенсивность изнашивания для следующих технически чистых металлов: медь, никель, кобальт, армко-железо, молибден и ниобий.

Как известно, интенсивность ударного изнашивания зависит от угла атаки. Для опытов выявления влияния формы зерна на интенсивность изнашивания выбрали те углы атаки, где имеется максимум интенсивности изнашивания. На основании предыдущих экспериментов этими углами являются: для никеля, меди и армко-железа – 30° , для ниобия и молибдена – 45° , для кобальта – 60° .

Результаты этих опытов приведены на фиг. 2 и фиг. 3 в виде графиков: "коэффициент формы зерна M – интенсивность изнашивания K ".

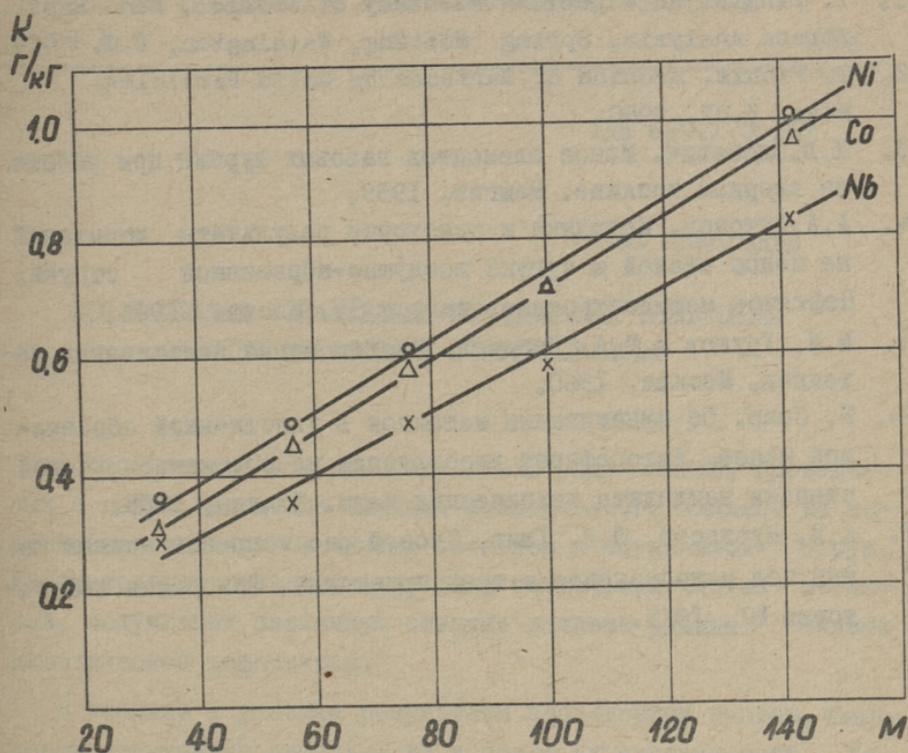
Как видно из приведенных графиков, между коэффициентом формы зерна, определенным по вышеизложенному методу, и интенсивностью изнашивания существует линейная зависимость. Кроме абразивов, полученных из нормального кварцевого песка, на графиках имеются еще точки, полученные при испытании стеклянным порошком $M = 142$. Как показали дополнительные опыты, при коэффициенте $M > 150$ – 160 форма зерна не вызывает увеличения интенсивности изнашивания. Следовательно, повышение определенного числа выступов, увеличение их не приведет к увеличению абразивной способности зерна.

Следует еще отметить, что вышеприведенное действительно в том случае, когда отношение твердостей абразивного зерна и



Фиг. 2. Зависимость интенсивности изнашивания K от коэффициента формы зерна M . Скорость струи 82 м/сек, угол атаки для меди и армко-железа - 30° , для молибдена - 45°

изнашиваемого металла достаточно велико — в два и более раза. Нарушением этого отношения и объясняется уменьшение интенсивности изнашивания молибдена (фиг.2) и вольфрама (таблица I) при испытании стеклянным порошком.



Фиг. 3. Зависимость интенсивности изнашивания K от коэффициента формы зерна M . Скорость струи 82 м/сек, угол атаки для никеля -30° , для ниобия 45° , для кобальта -60°

З а к л ю ч е н и е

1. В результате проведенной работы определен коэффициент формы абразивного зерна, характеризующий абразивные свойства, зависящие от геометрии зерна.

2. Установлена количественная зависимость между коэффициентом формы зерна и интенсивностью изнашивания металлов в потоке абразивных частиц.

Л и т е р а т у р а

1. I. Finnie. An experimental study of erosion. Soc. Exptl. Stress Analysis, Spring Meeting, Washington, D.C. 1959.
2. I. Finnie. Erosion of Surfaces by Solid Particles. Wear, 3.87, 1960.
3. К.В.Олесевиц. Износ элементов газовых турбин при работе на твердом топливе. Машгиз, 1959.
4. А.А.Антонов. Методика и некоторые результаты испытаний на износ сталей и чугуна воздушно-абразивной струей. Нефтяное машиностроение, выпуск 34. Москва, 1961.
5. М.М. Хрущов и М.А. Бабичев. Исследования изнашивания металлов. Москва, 1960.
6. Б. Саар. Об изнашивании металлов в уплотненной абразивной массе. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Таллин, 1965.
7. А.В. Мурдасов, Л.Н. Хшив. Способ рассмотрения мелких частиц под микроскопом в трех проекциях. Заводская лаборатория №1, 1965.

УДК 620.178.167

Ю.А. Тадольдер

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНАШИВАНИЯ НАКЛЕПАННЫХ ТЕХНИЧЕСКИ
ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ В СТРУЕ АБРАЗИВА

В этой статье описаны результаты ряда опытов, проведенных с целью выяснения влияния механического наклепа на изнашивание технически чистых металлов в абразивной струе. Рассматривается изнашивание ряда технически чистых металлов, получивших различную степень наклепа разными видами пластической деформации.

В таблице I указаны результаты проведенных опытов, твердость испытанных металлов до и после их пластической деформации и износ этих металлов в струе абразива.

Опыты на изнашивание производились на центробежном ускорителе абразивных частиц. В качестве абразива применялся нормальный кварцевый песок для испытания цементов (ОСТ 6139-52) фракции 0,4...0,62 мм. Количество абразива, приходящегося на один образец для всех металлов за исключением алюминия при угле атаки 90° , был 46,2 г. Для алюминия при $\alpha = 90^{\circ}$ количество абразива было 200 г.

Наклеп, получившийся в результате статической деформации, производился обжатием под прессом заготовок, из которых затем вытачивались образцы.

Наклеп при динамической деформации производился ударами парового молота.

Твердость образцов определялась при помощи прибора ТП (ВИКЕРСА) при нагрузке 10 кг.

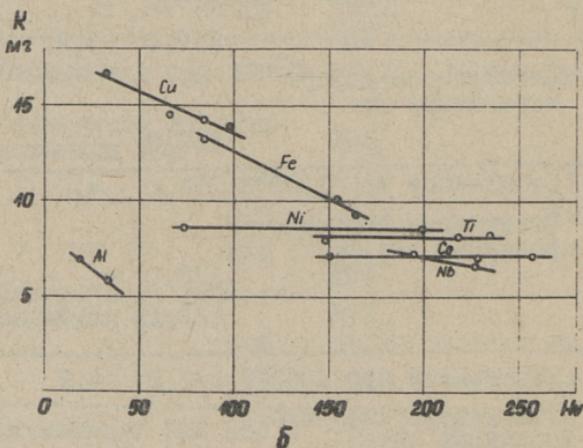
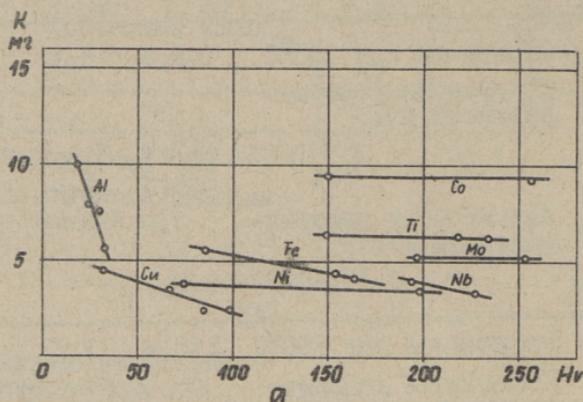
Т а б л и ц а I

Металл	Состояние металла	Твер- дость Hv	Износ, мг			
			$\alpha=20^{\circ}$	$\alpha=45^{\circ}$	$\alpha=90^{\circ}$	
I	2	3	4	5	6	
Алюминий	Отожженный при 400°C	18,0	20,1	6,9	10,0	
	Статически деформированный на:	10%	24,6	-	7,9	8,0
		23%	30,0	-	7,0	7,6
		40%	33,2	18,5	5,9	5,5
	Динамически деформированный на:	33%	31,2	-	8,1	-
		50%	34,6	-	7,6	-
Медь	Отожженная при 600°C	33,3	15,8	16,7	4,5	
	Статически деформированная на:	10%	67,3	-	14,5	3,5
		25%	85,4	-	14,3	2,4
		43%	99,3	15,9	13,9	2,5
	Динамически деформированная на:	40%	98,8	-	18,6	4,2
		45%	106,9	-	19,5	4,8
Никель	Отожженный при 600°C	74,2	6,2	8,7	3,8	
	Статически деформированный на:	36%	200,0	6,2	8,5	3,5
		31%	181,0	-	9,2	3,7
	Динамически деформированный на:					
Армко- железо	Отожженное при 800°C	85,6	6,0	13,3	6,4	
	Статически деформированное на:	10%	154,0	-	10,1	4,3
		34%	164,3	5,8	9,1	4,0
		32,6%	170,0	-	14,1	6,5
	Динамически деформированное на:					
	43%	183,5	-	15,3	7,6	

I	2	3	4	5	6
Титан	Отоженный при 600°C	149,3	3,2	7,9	6,3
	Статически деформированный на:				
	20%	219,0	-	8,1	6,2
	24%	234,0	3,0	8,3	6,1
	Динамически деформированный на:				
	35,6%	260,0	-	8,6	7,3
Кобальт	Отоженный при 900°C	150,4	3,2	7,1	9,4
	Статически деформированный на:				
	20%	229,0	-	7,3	-
	30%	257,0	3,2	7,4	9,3
	Динамически деформированный на:				
20%	247,0	-	7,9	9,5	
Ниобий	Отоженный при 1000°C	194,0	4,0	7,1	4,0
	Статически деформированный на:				
	10%	229,0	-	6,6	3,3
	27%	229,0	3,9	7,0	3,3
Молибден	Отоженный при 1000°C	197,0	4,7	8,5	5,3
	Статически деформированный на:				
	40%	254,0	4,2	8,6	5,3

Зависимость изменения износа от твердости, полученной в результате пластической деформации, дана также в виде диаграммы на фиг. 1, 2 и 3.

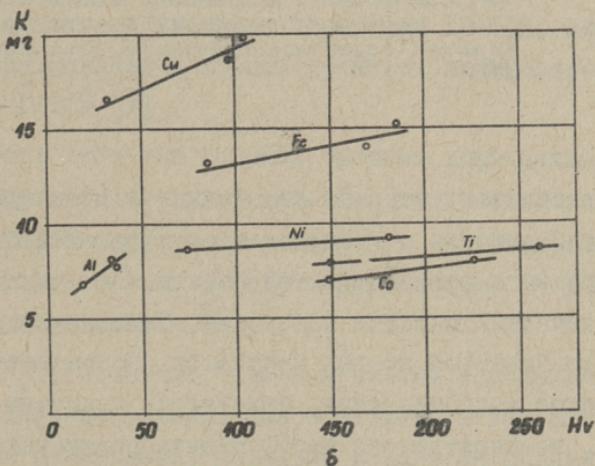
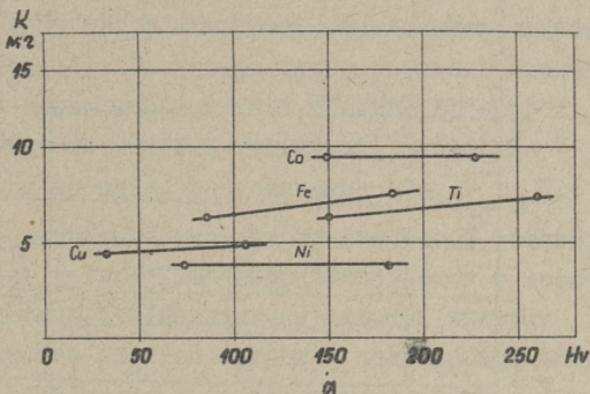
Как видно из приведенных данных, повышение твердости в результате пластической деформации не ведет к значительному изменению изнашивания, хотя твердость некоторых металлов повышается в 2-3 раза. Особенно мало влияет на изнашивание твердость, полученная в результате пластической деформации для металлов с гексагональной решеткой, таких как титан и кобальт.



Фиг. 1. Зависимость изнашивания наклепанных металлов от твердости. Скорость струи 82 м/сек. Упрочнение статическое.
 а) угол атаки 90° , б) угол атаки 45°

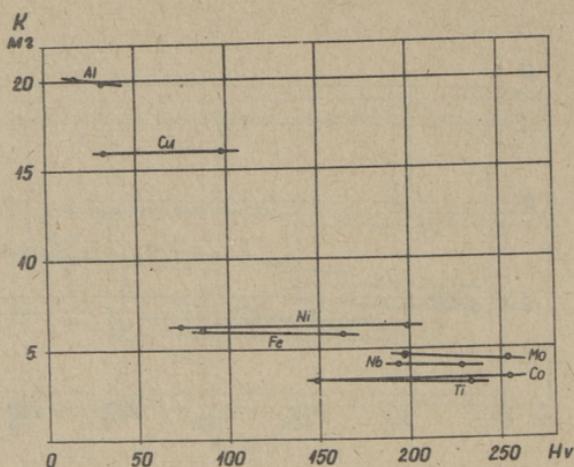
Для металлов с кубической решеткой при больших углах атаки ($90^\circ - 45^\circ$) наклеп, созданный статической деформацией, в некоторой степени уменьшает их изнашивание.

При угле атаки 20° разницы между износом отожженных и наклепанных металлов почти нет.



Фиг. 2. Зависимость изнашивания наклепанных металлов от твердости. Скорость струи 82 м/сек. Упрочнение динамическое.
 а) угол атаки 90° , б) угол атаки 45°

Если наклеп, получившийся в результате статической деформации, в некоторой степени уменьшает изнашивание, то динамически деформированные металлы изнашиваются в некоторой степени интенсивнее.



Фиг. 3. Зависимость изнашивания наклепанных металлов от твердости. Скорость струи 82 м/сек. Упрочнение статическое. Угол атаки 20°

Как известно, структурные изменения, развивающиеся в кристаллической решетке в процессе пластической деформации, чрезвычайно сложны и сопровождаются резким изменением механических и физических свойств материала. Так, например, значительно увеличивается предел текучести, возрастает удельное электрическое сопротивление, изменяются величины модулей упругости, температурного коэффициента расширения, значительные изменения претерпевают некоторые магнитные характеристики и другие структурно чувствительные свойства материала. Рентгенографическое исследование отмечает резкое уменьшение размеров субзерен и появление внутренних напряжений. В процессе пластической деформации на несколько порядков увеличивается плотность дислокаций, достигая в сильно наклепанном материале предельного значения $\rho = 10^{12} \text{ см}^{-2}$ [1].

Упрочнение металла при пластической деформации в конце концов приводит к тому, что источники скольжения в значительной степени оказываются заблокированными и в металле создаются условия для зарождения и раскрытия трещины разру-

нения. Появление трещины в металле является средством местного снятия напряжений. Образование трещины или ее распространение может происходить только в том случае, если вследствие этого свободная энергия металла уменьшается. Указанное понижение энергии осуществляется путем упругого отскока одной поверхности вновь образованной трещины от другой; вследствие этого энергия упругих искажений, имеющих в областях, примыкающих к трещине, рассеивается [2].

Энергия, затрачиваемая при пластической деформации, не вся переходит в тепло, а часть ее остается в деформированном материале в виде так называемой скрытой энергии деформации. Общее количество скрытой энергии, накопленной металлом при пластической деформации, зависит от условий деформации. При статической деформации количество скрытой энергии в подавляющем большинстве случаев не превышает 10–15%; динамический способ деформирования позволял повысить количество скрытой энергии до 20–25% [3].

Зависимость величины скрытой энергии деформации от условий деформирования указывает на то, что часть искажений кристаллической решетки, возникающих при пластической деформации, уничтожаются уже в ходе самого процесса деформирования в результате отдыха [4].

В работе [5] показано, что при низких температурах и начальных стадиях деформирования практически вся энергия деформирования поглощается металлом и идет на создание искажений кристаллической решетки. Это может быть объяснено тем, что в начальной стадии деформирования образуются дефекты кристаллической решетки, устойчивые при данной температуре. Дальнейшая деформация понижает энергию активации снятия этих искажений, и часть образующихся дефектов исчезает в ходе процесса деформирования, выделяя при этом свободную энергию в виде тепла.

По мере уменьшения устойчивости искажений в кристаллической решетке все большая часть создаваемых искажений будет исчезать в ходе деформации. С этой точки зрения не исключена

возможность достижения такого состояния материала, при котором количество вновь возникающих искажений будет равно количеству исчезающих. Это состояние будет соответствовать насыщению. Однако все же не удалось добиться состояния полного насыщения, т.к. определенная доля работы затрачивается на развитие процессов разрушения материала, т.е. на создание новых свободных поверхностей микроскопических трещин. Та часть энергии, которая расходуется непосредственно на развитие процессов разрушения, не может достигать насыщения, т.к. процессы разрушения должны непрерывно прогрессировать [4].

На основании вышеизложенного можно заключить, что в ходе пластической деформации накопленная в металле скрытая энергия деформации будет ускорять процесс разрушения наклепанного металла. При изнашивании отожженных металлов, следовательно, требуется больше кинетической энергии, которой обладает абразивная структура, истратить на увеличение внутренней энергии изнашиваемого металла, чем при механически наклепанных материалах.

Одной причиной того, что в результате пластической деформации полученная твердость не ведет к значительному повышению износостойкости, может являться именно то обстоятельство, что пластически деформированный металл находится в напряженном состоянии, что ускоряет процесс разрушения. Если это действительно так, то после освобождения энергии деформации посредством низкотемпературного отжига износостойкость его должна повышаться, так как для разрушения металла, свободного от энергии деформации, требуется затратить больше энергии. Значительная доля энергии деформации, которая выделяется во время отжига, не сопровождается изменением плотности дислокаций, и, следовательно, не уменьшается твердость.

Для проверки данной гипотезы пластически деформированные образцы, которые имели твердость более 2-х раз по сравнению с исходным материалом, подвергали низкотемпературному отжигу с целью снятия внутренних напряжений. После этого одно-

временно в машину для испытания устанавливали образцы из отожженного, наклепанного и наклепанного с последующим отжигом материала.

Результаты опытов приведены в таблице 2.

Т а б л и ц а 2

Металл	Состояние металла	Твердость Н _v	Износ мг	
			$\alpha = 20^\circ$	$\alpha = 90^\circ$
1	2	3	4	5
Никель	Отожженный при 600°C	85	6,3	4,2
	Статически деформированный на 21%	180	5,7	3,8
	Статически деформированный на 21% с последующим отжигом при 300°C	180	5,2	3,0
Медь	Отожженная при 600°C	52	17,5	4,5
	Статически деформированная на 27%	113	17,5	4,3
	Статически деформированная на 27% с последующим отжигом при 100°C	113	17,1	4,1
Армко-железо	Отожженное при 800°C	120	-	6,8
	Статически деформированное на 10%	183	-	6,5
	Статически деформированное с последующим отжигом при 100°C	183	-	5,1

Как видно из приведенных опытных данных, освобождение энергии деформации наклепанных металлов ведет к уменьшению износа на 10-20%. Более значительное снижение интенсивности износа имеет место при угле атаки 90°.

В пользу этой гипотезы служит и тот факт, что динамически деформированные материалы изнашиваются интенсивнее, чем статически деформированные. При динамической деформации уровень аккумулированной в металле скрытой энергии деформирования на 10% больше, чем при статической деформации, поэтому энергия,

требуемая для разрушения динамически наклепанных материалов, уменьшается, следовательно, интенсивность изнашивания должна возрастать, что и опыты подтвердили.

Неизменность или незначительное изменение изнашивания при повышении твердости материала в результате пластической деформации, при угле атаки 20° , дает основание еще раз высказать предположение, что при угле атаки 20° преобладает микрорезание. М.М. Хрущов и М.А. Бабичев [6], исследуя сопротивление абразивного изнашивания наклепанных металлов об абразивную шкурку, при которой основным видом разрушения металла является микрорезание, также нашли, что износостойкость наклепанных металлов не повышается, несмотря на то, что механически наклеп вызывает значительное увеличение твердости материала. Они объясняют это явление тем, что в самом процессе абразивного изнашивания в местах взаимодействия абразивной частицы и изнашиваемого металла происходит наклеп, который больше предварительного наклепа и, по всей вероятности, является предельно возможным для данного материала. Толщина слоя, захваченного наклепом при абразивном изнашивании, мала, потому что мала снимаемая абразивным зерном микростружка. Еще меньше должна быть область, примыкающая к поверхностному слою, где наклеп достигает предельного значения [6]. Далее они отмечают, что в виду того, что толщина этого слоя очень мала, современными методами испытания на микротвердость нельзя выявить действительную твердость этого слоя.

На основании изложенного, можно сделать следующие выводы:

1. Чувствительность наклепанных технически чистых металлов с гексагональной кристаллической решеткой к износу в абразивной струе меньше, чем у металлов, имеющих объемноцентрированные и гранецентрированные кубические решетки.

2. Твердость, полученная в результате статической деформации, в некоторой степени повышает их износостойкость при углах атаки $90-45^{\circ}$. При угле атаки 20° изменений почти нет.

3. Одной из причин того, что полученная в результате пластической деформации твердость не ведет к значительному по-

вышении износостойкости, является то, что в механически наклепанном металле накапливается скрытая энергия деформации.

4. Динамически деформированные материалы изнашиваются интенсивнее, чем статически деформированные, так как уровень скрытой энергии деформации, накопленный в металле при динамической деформации, больше, чем при статической деформации.

Л и т е р а т у р а

1. Физические основы прочности и пластичности металлов. Москва, Изд. Metallurgizdat, 1963.
2. Мортон К. Смит "Основы физики металлов", Москва, Изд. Metallurgizdat, 1962.
3. М.А. Большанина и В.Е. Панин. Исследования по физике твердого тела. Москва, Изд. АН СССР, 1957.
4. В.А. Павлов. Физические основы пластической деформации металлов. Москва, Изд. АН СССР, 1962.
5. В.И. Хоткевич, Э.Ф. Чайковский и В.В. Зашквара. Физ. мет. и металловед., I, 1955.
6. М.М. Хрущов и М.А. Бабичев. Исследования изнашивания металлов. Москва, Изд. АН СССР, 1960.

УДК 620.178.167

Ю.А. Тадольдер

О МЕХАНИЗМЕ РАЗРУШЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫХ
МЕТАЛЛОВ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ В СТРУЕ АБРАЗИВА

Для установления характерных признаков разрушения и изменений в поверхностных слоях металла, происходящих в результате воздействия потока абразивных частиц, и для получения дополнительных данных о механизме изнашивания при различных углах атаки, производились металлографические исследования и изучение следов удара абразива о полированную фронтальную поверхность образца.

Вид ударных лунок в случае $\alpha \neq 90^\circ$ показывает, что при ударе абразива о металлическую поверхность возникающая пластическая деформация имеет направленный характер: материал из лунки вытесняется в сторону вектора скорости частиц (смотри фиг. 1 а в приложении).

Распространение пластической деформации в сторону направления удара в несколько раз больше, чем в другие стороны. Например, при ударе о поверхность медного образца абразивной частицы кварцевого песка крупностью 0,4...0,62 мм со скоростью 82 м/сек, под углом атаки 45° , распространение деформации в сторону направления вектора скорости частиц было 0,7 мм, в то время как в противоположную сторону 0,2 мм и по боковым направлениям только до 0,16 мм.

На дне таких ударных лунок наблюдаются характерные для процесса резания риски и блеск (см. фиг. 1 б). Такие характерные риски и блеск наблюдаются также у такого твердого металла, как кобальт (см. фиг. 1 г). Следовательно, данную деформацию можно классифицировать как резание металла. Однако

это резание часто не сопровождается отделением стружки, а происходит только перемещение металла на край лунки и образование характерного валика (см. фиг. 2 а). Изучение изношенных поверхностей также показало, что одним из основных видов разрушения металлических поверхностей при малых углах атаки является микрорезание (см. фиг. 3 а, б).

При углах атаки, близких к 90° , пластический металл вытесняется из лунки в сторону наименьшего сопротивления. Поэтому направление пластической деформации в этом случае в основном зависит от формы абразивной частицы. При округленной форме частицы пластическая деформация распространяется равномерно. Например, при ударе о поверхность медного образца частицы кварцевого песка, имевшей округлую форму, под углом 90° со скоростью 82 м/сек распространение деформации во всех направлениях было около 0,20 мм (см. фиг. 2 б). Такая картина, однако, сохраняется только у пластичных металлов. У более твердых и хрупких металлов, таких как вольфрам и кобальт, при первых же одиночных ударах происходит разрушение металла. Вокруг лунки появляется сразу сетка линий скольжения с образованием микротрещин (см. фиг. 4 а, б).

Для исследования явлений, протекающих во время процесса изнашивания внутри металла, а также изучения микрорельефа изношенных поверхностей, изготавливались микрошлифы, перпендикулярно изношенной поверхности.

Изучение этих микрошлифов показывает, что общей чертой во всех случаях является ясно различимая пластическая деформация поверхностного слоя и наличие характерных линий скольжения, расположенных по плоскостям сдвига (см. фиг. 5). Многократное ударное воздействие абразивных частиц, кроме пластической деформации, приводит к изменению исходной структуры металла.

В общей картине пластической деформации изношенных поверхностей имеются и некоторые особенности. Например, наблюдается тенденция к уменьшению толщины деформированного слоя при уменьшении угла атаки, изменяются характер деформации, в частности, характер линий скольжения и внешние очертания микропрофиля поверхности.

При изнашивании под большим углом атаки микрорельеф состоит из выступов и впадин разнообразной формы. Линии скольжения повторяют формы профиля, причем иногда наблюдается определенная их ориентация (см. фиг. 6 а).

По другому выглядят изношенные поверхности при малых углах атаки (см. фиг. 6 б). В этом случае имеется вполне упорядоченная картина микронеровностей, характеризующаяся последовательным чередованием выступов и впадин. Следует, однако, отметить, что характер микрорельефа обуславливается не только углом атаки частиц о поверхность, но зависит еще и от механических свойств металла — пластичности и твердости. При изнашивании пластичных металлов в абразивной струе при углах $< 90^\circ$ образуется характерная волнистая поверхность изнашивания.

Некоторые исследователи [1] утверждают, что волнистая поверхность обнаруживается также при изнашивании такого хрупкого материала как стекло. Однако механизм волнообразования на поверхности изнашивания в настоящее время все же полностью не выяснен.

Итак, при изнашивании металлов в абразивной струе происходит пластическая деформация поверхностного слоя металла, распространяющаяся на некоторую зону, расположенную под изнашиваемой поверхностью. Физическое состояние этого поверхностного слоя металла характеризуется поверхностной твердостью, толщиной деформированного слоя, величиной, знаком и характером распределения остаточных напряжений, а также микроструктурой этого слоя. Наклеп поверхностного слоя является критерием качественной оценки пластической деформации, происходящей при изнашивании металлов в струе абразива. Наклеп поверхностного слоя металла можно определять двумя характеристиками — степенью наклепа и толщиной наклепанного слоя. Степень наклепа представляет собой отношение твердости изношенной поверхности к твердости исходного металла. За толщину наклепанного слоя принимают глубину верхнего слоя металла, пластически дефор-

мированного в процессе изнашивания.

Для определения этих величин были использованы электрополированные косые шлифы. Как выяснилось, в ходе исследований глубина наклепа зависит от скорости струи и от угла атаки, а также от свойств самого металла. С увеличением скорости струи и угла атаки глубина наклепанного слоя увеличивается. Для железа Армко, например, при скорости струи 29 м-сек и при угле атаки 20° глубина наклепанного слоя достигла 0,12 мм, а при угле атаки 90° - 0,17 мм. При скорости струи 82 м/сек эти величины были соответственно 0,20 мм и 0,35 мм. При скорости струи 82 м/сек и $\alpha = 20^{\circ}$ глубина наклепа у меди достигла 0,25 мм, в то время как у железа Армко - 0,17 мм. Степень наклепа при больших углах атаки выше, чем при малых углах. Например, для железа Армко степень наклепа при угле атаки 90° была 2,4, в то время как при угле атаки 20° она была 2,0.

В заключение останавливаемся на механизме изнашивания технически чистых металлов в струе абразива.

При контакте абразивного потока с поверхностью металла под малым углом, износ как пластических, так и твердых металлов является в основном результатом скользящего действия абразивных частиц, в ходе которого происходит снятие небольшой по объему микростружки. Об этом свидетельствуют картина деформации в поверхностном слое, характер рельефа изношенной поверхности, а также вид отдельных следов и изношенной поверхности в целом. Наряду с микрорезанием у более твердых металлов, таких как вольфрам и кобальт, при малых углах атаки происходит разрушение поверхности также от высоких контактных напряжений. Однако количество микротрещин было весьма незначительным по сравнению с изнашиванием при больших углах атаки.

Процесс изнашивания пластичных металлов при больших углах атаки сопровождается многократной пластической деформацией поверхностного слоя. Из-за неупорядоченной ориентации ударов абразивных зерен и действия касательных напряжений происходит смещение деформируемых небольших объемов металла

в самых различных направлениях. Вследствие такого процесса образуется поверхность, представляющая сочетание впадин и выступов. Причиной износа может являться в этом случае разрушение выступающих микроровностей, а также отслаивание металла по усталостным трещинам, образующимся вследствие многократного деформирования. Такой вывод подтверждают обнаруженные микротрещины при изучении микрошлифов, а также характер изменения кривых изнашивания.

При изнашивании более твердых и хрупких металлов под большими углами атаки происходит незначительное упрочение изнашиваемой поверхности как по глубине, так и по степени наклепа. При этом виде изнашивания разрушение таких металлов происходит в основном вследствие высоких контактных напряжений. Особенно хорошо это видно при изнашивании вольфрама, где первая фаза у кривой изнашивания отсутствует. При изнашивании таких металлов причиной разрушения может быть и контактная усталость, так как для отделения частицы металла требуются многократные удары абразивных частиц.

Кроме рассмотренных видов разрушения не исключено и выплавление металла в микрообъемах в результате высокой локальной температуры.

На основании проведенных исследований можно заключить, что основными видами разрушения технически чистых металлов при изнашивании в струе абразива являются:

1. микрорезание,
2. разрушение поверхности в результате высоких контактных напряжений,
3. контактная усталость.

Относительная роль каждого из этих механизмов разрушения определяется физико-механическими свойствами изнашиваемого металла и абразива, скоростью и углом атаки абразивной струи и фазой процесса.

* См. настоящий сборник стр. 3.

Л и т е р а т у р а

1. J.G.A. Bitter. A study of erosion phenomena. Pt. 1 Wear
1963. I, II, 6 N 1.

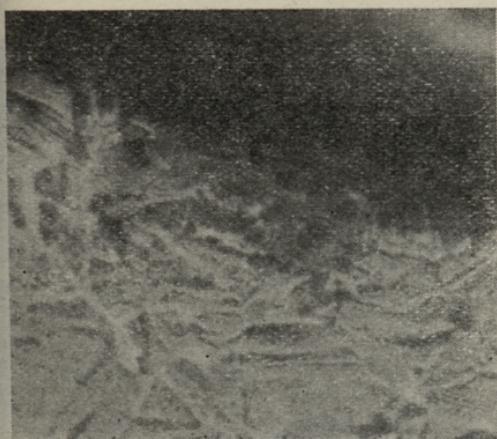
ПРИЛОЖЕНИЕ
к статье Тадольдера «О механизме разрушения
технически чистых металлов при изнашивании в
струе абразива».



а



б



в



г

Фиг. 1. Типичные ударные лунки песчинок на поверхности металла. Скорость струи 82 м/сек. Песок 0,4...0,62 мм:

а) медь, $\alpha = 45^\circ$, общий вид, $\times 300$; б) медь, вид входа песчинки, $\times 600$;

в) медь, вид гребня валика, $\times 600$; г) кобальт, $\alpha = 20^\circ$, общий вид



а

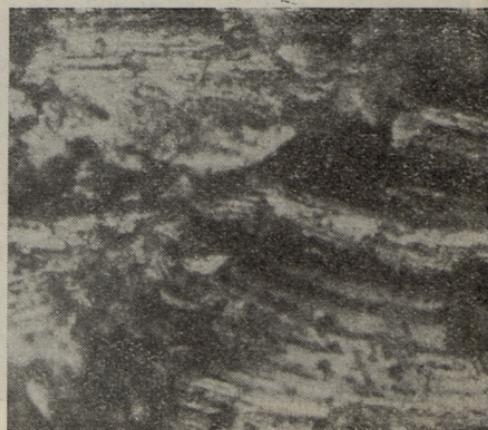


б

Фиг. 2. Типичные ударные лунки песчинок на поверхности металла. Скорость струи 82 м/сек. Песок 0,4...0,62 мм:
а) медь, $\alpha = 20^\circ$, б) медь, $\alpha = 90^\circ$



а

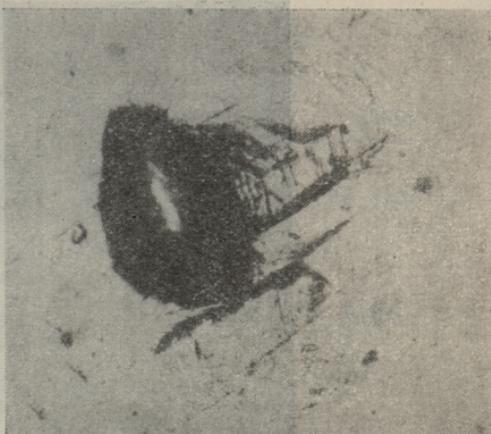


б

Фиг. 3. Изношенные поверхности образцов из железа Армко. Скорость струи 82 м/сек, абразив 0,4...0,62 мм:
а) абразив — кварцевый песок, б) абразив — стеклянный порошок



а



б

Фиг. 4. Типичные ударные лунки песчинок на поверхности металла. Скорость струи 82 м/сек. Песок 0,4...0,62 мм:
а) кобальт, $\alpha = 90^\circ$, б) кобальт, $\alpha = 60^\circ$



Фиг. 5. Изношенная поверхность образца из железа Армко, скорость струи 82 м/сек, песок 0,4...0,62 мм, $\alpha = 90^\circ$



а



б

Фиг. 6. Изношенная поверхность образца из железа Армко, скорость струи
82 м/сек, песок 0,4...0,62 мм:
а) $\alpha = 90^\circ$, б) $\alpha = 20^\circ$

УДК 620.178.167

У.К. Суур

ОБРАЗОВАНИЕ ВОЛНИСТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ В ПРОЦЕССЕ ИЗНАШИВАНИЯ

1. Введение

За последнее время как в отечественной, так и в зарубежной литературе обращено внимание на образование поперечных периодических неровностей (волнистости) на изнашиваемых поверхностях твердых тел. Волнообразное состояние поверхностей можно обнаружить в деталях, на которые действуют газовые или гидравлические абразивные струи. Сюда относятся поверхности нагрева котлов, лопатки вентиляторов, детали и целые узлы турбобуров и землесосов, кожухи циклонов и т.д.

Как показывают соответствующие исследования, образование волнистости характерно не только при изнашивании в абразивной струе. Возникновение периодических неровностей на поверхности трения наблюдали многие авторы на образцах винипласта, текстолита, свинца после их истирания на металлической сетке; бронзы, свинца, полиамидов и резины после истирания по абразивному полотну; текстолита, свинца, полиамидов и других материалов после истирания по шлифованной и полированной стали [1,2,3,4,5,6]. Образование волнистости на поверхности трения различных металлов и сплавов обнаружено при изнашивании их в абразивном сыпучем материале.

Из приведенного обзора видно, что явление волнообразования широко распространено. Всестороннее изучение условий и механизма образования и динамики развития этого явления в каждом конкретном случае имеет большое значение при исслед-

довании качественной стороны процесса изнашивания.

В настоящей работе рассматриваются некоторые вопросы, связанные с возникновением волнистой поверхности при изнашивании металлов в абразивной струе.

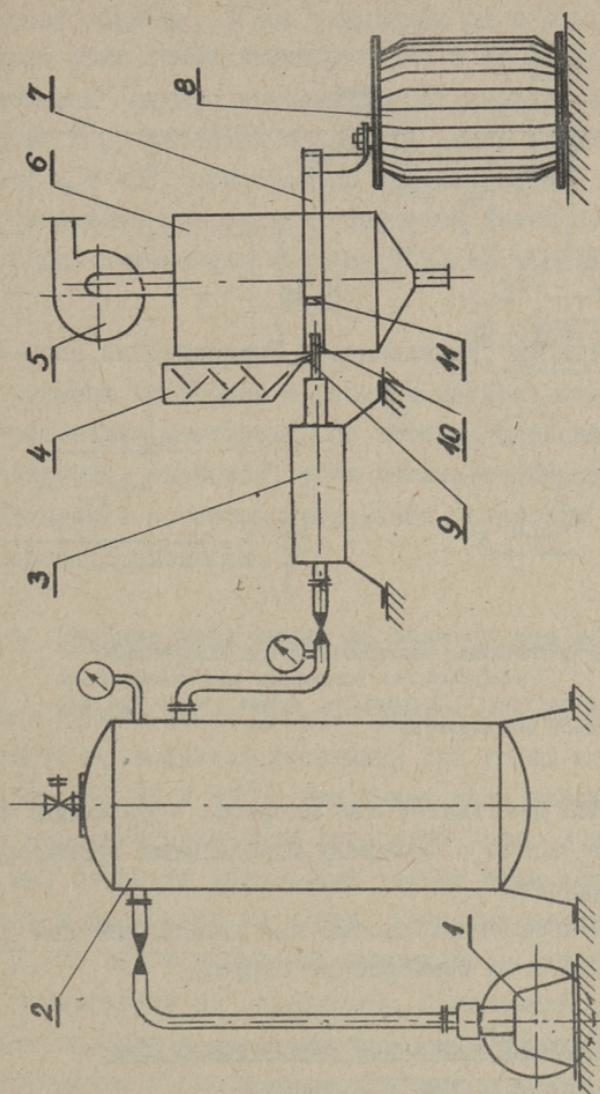
2. Методика исследования

Испытания проводились на опытной установке пневматического типа, схема которой воспроизведена на фиг. I. Холодный воздух от поршневого компрессора I по трубопроводу поступает в резервуар 2, из которого по трубопроводам направляется в специальный электронагреватель 3, где нагревается до нужной температуры. Далее нагретый воздух по трубе поступает к соплу IO. Используемый при испытании абразив нагревается в печи 4. Ввод абразива в поток горячего воздуха осуществляется питателем инжекторного типа 9. Количество подаваемого абразива можно регулировать изменением поперечного сечения питателя.

Изнашивание образцов производится в испытательной камере 6. В камере находятся массивные контактные шины 7, на которых закреплены держатели образца. В верхней части камеры помещается отсасывающая труба вентилятора 5, через которую удаляется запыленный воздух. Подогрев образца до нужной температуры осуществляется специальным трансформатором 8. Разные скорости абразивной струи получаются путем изменения рабочего давления в трубопроводе.

Детальное описание пневматической опытной установки и методика исследования приведены в работе [7].

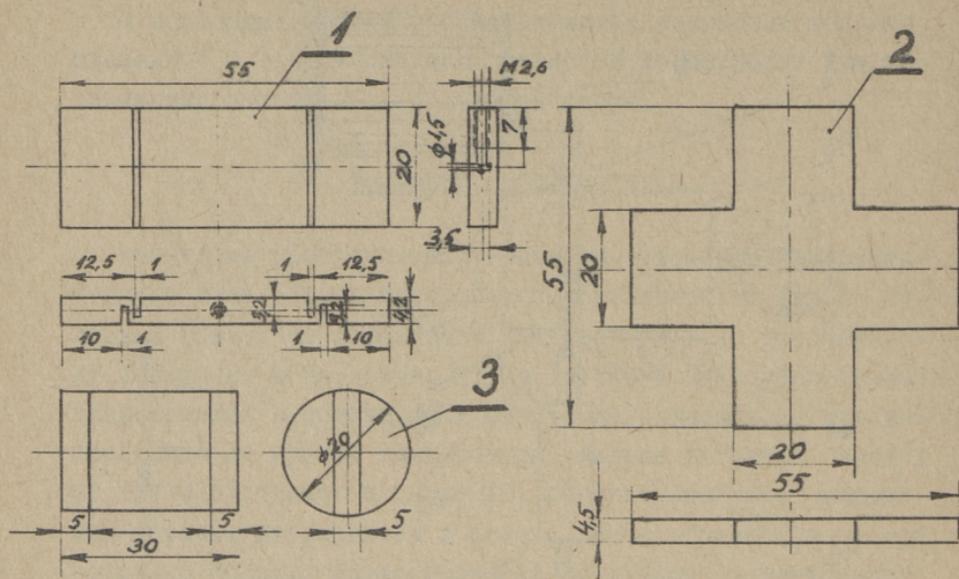
В ходе исследования применялись плоские и цилиндрические образцы, размеры, которых приведены на фиг. 2. Для измерения и регулирования температуры в образце I (фиг. 2) просверлено отверстие, куда вводится термопара. Термопара соединена с автоматическим потенциометром. В качестве абразива использовался однородный по зерновому, химическому и минералогическому составу кварцевый песок, высушенный и просеянный на фракции. Для определения скорости



Фиг. 1. Схема опытной установки

движущихся абразивных частиц были проведены скоростные кино съемки этих частиц кинокамерой СКС1м. Скорость съемки была в пределах от 1800 до 3200 кадров в секунду. Траектория и скорость частиц определялись по методике, которая дана в ранее опубликованной статье автора [7].

Главные результаты, полученные после анализа скоростных кино съемок, следующие:



Фиг. 2. Образцы, применяемые при испытаниях:

1 — образец для испытания при повышенных температурах; 2, 3 — образцы, применяемые при нормальной температуре

- 1) определена действительная скорость абразивных частиц;
- 2) до удара частиц о преграду искривления траектории полета не наблюдалось;
- 3) скорость абразивных частиц для данной опытной установки мало зависит от температуры струи.

3. Образование волнистой поверхности при лабораторных испытаниях

При определении износостойкости различных сталей у многих образцов наблюдалось образование волнистой поверхности. Чаще это замечалось при повышенных температурах и при углах атаки около 45° . Первая волна образуется на грани образца, расположенной ближе к абразивной струе. За первой волной образуются вторая, третья и т.д. до полного покрытия изнашиваемой поверхности волнами. Особенно рельефными оказались первые волны, далее рельефность волн убывала. На

участках образца, более удаленных от абразивной струи, форма воли была менее упорядоченная и не имела общего фронта. Фотоснимок одного изношенного волнистого образца приведен на фото I^ж. Материал образца — сталь марки Ст. 3, угол атаки $\alpha = 45^{\circ}$, температура при испытании 600°C . В качестве абразива применялся кварцевый песок зернистостью 0,63 — 1,0 мм. Поперечное сечение того же образца приведено на фото 2.

В ходе лабораторных исследований, проведенных при разных режимах испытаний с разными материалами, выяснилось, что основными факторами, от которых зависит явление волнообразования, являются: угол атаки, температура испытания, механические свойства материалов, скорость струи и продолжительность процесса.

4. Влияние угла атаки на образование волнистости

Для исследования влияния угла атаки на образование волнистости проводились испытания при углах атаки 25, 30, 45, 55, 60, 65, 75 и 90° с эталонным материалом Ст. 3. В качестве абразива применяли кварцевый песок зернистостью 0,63 — 1,0 мм. Скорость абразивных частиц была постоянная во всех опытах и равнялась 48 м/сек. Температура при испытании — 600°C . Во время испытаний выяснилось, что при угле атаки 90° волнистости не образуется. Изношенная поверхность выглядит плоской с матовым оттенком. Под микроскопом видны беспорядочно расположенные бугорки и впадины.

Волны не образуются также при углах атаки 75 и 65° . Но при угле 65° поверхность образца уже становится более шероховатой. Под микроскопом можно на ней наблюдать ударные лунки различной формы и размеров, ориентированные, как правило, в направлении потока — материал из лунки вытесняется

^ж Фотографии к настоящей статье приведены в приложении.

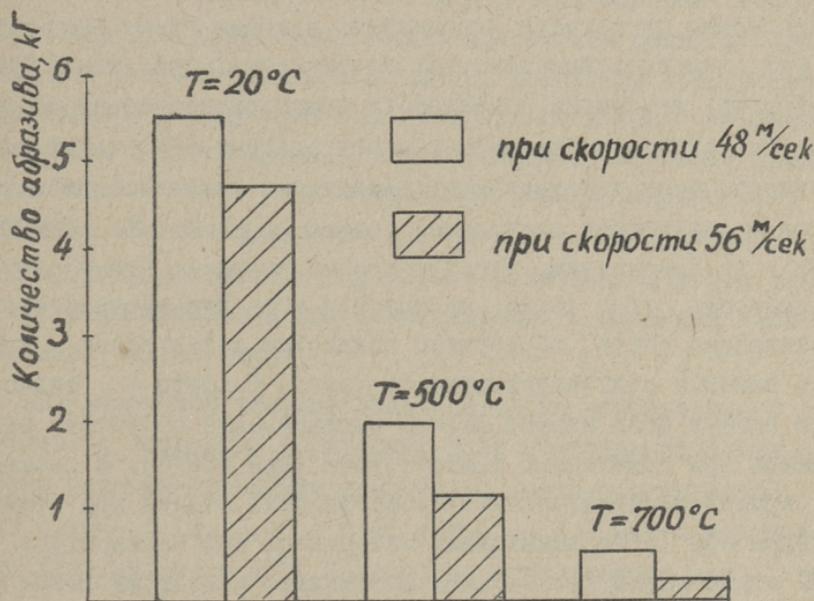
в сторону проекции вектора скорости частиц.

Рельефная волнистость образуется при углах атаки от 60° до 20° . При угле атаки 20° образуются слабые волны — высота их очень малая. Сравнивая волнистые поверхности, образовавшиеся при различных углах атаки, установили, что параметры (длина λ и высота h) волн зависят от угла атаки. В начальной стадии развития волнистости длина и высота волн имели максимум соответственно при углах атаки около 35° и 50° . Характер такой зависимости по нашему мнению объясняется соотношением нормальной и тангенциальной составляющих сил при ударе частицы о металлическую поверхность под разными углами атаки. В первую очередь от соотношения этих составляющих зависит направление и величина пластической деформации, при наличии которой возможно образование волнистости.

5. Влияние температуры на возникновение волнистости

Для исследования влияния температуры на возникновение волнистости были проведены опыты с эталонным материалом Ст. 3 при температурах 20, 500 и 700°C . Испытания проводились при угле атаки 45° с двумя скоростями абразивной струи: $v = 48$ м/сек и $v = 56$ м/сек. В качестве абразива применялся кварцевый песок величиной зерна 0,63 — 1,0 мм. Возникновение волнистости на поверхности образца проследили визуально при помощи соответствующей зеркальной системы. В процессе изнашивания выяснилось, что при угле атаки 45° волнистая поверхность образуется не только при повышенных температурах, но и при комнатной температуре. Но для этого нужно количество песка (абразива) требуется в 10–15 раз больше (в зависимости от материала образца), чем при повышенных температурах. Этим объясняется даже факт, почему многие исследователи при определении износостойкости материалов при комнатной температуре не наблюдали образования волнистости: использованное ими количество абрази-

ва было слишком малым. Далее выяснилось, что чем выше температура образца, тем меньшее количество абразива нужно для возникновения волнистой поверхности. На Фиг. 3 приведены диаграммы, которые иллюстрируют возникновение волнистости на образцах в зависимости от температуры и скорости при угле атаки 45° . Как видно из этих диаграмм, время возникновения волнистости определенной рельефности в большой степени зависит от температуры образца и от скорости абразивных частиц.



Фиг. 3. Влияние скорости и температуры на возникновение волнистой поверхности. На вертикальной оси указано количество абразива, необходимого для образования волнистости. Материал Ст. 3, угол атаки - 45°

6. О влиянии свойств материалов на возникновение волнистости

Для исследования влияния физико-механических свойств материалов на возникновение волнистости были проведены испытания с разными материалами. В ходе изнашивания проследили поведение хрупких (белый чугун, закаленные стали Р9,

УГОА) и пластических материалов. При изнашивании хрупких материалов в лабораторных, а также в промышленных условиях волнистой поверхности не образовалось. На фото 3 приведены фотографии изношенных лопаток вентилятора. Из них видно, что хрупкая наплавка из карбида вольфрама изнашивается иначе, чем Ст. 3.

Уровень внутренней энергии хрупких материалов близок к насыщению и разрушение поверхности образца у таких материалов можно произвести одним-двумя ударами абразивных частиц без возникновения заметных пластических деформаций. Следовательно, волнистая поверхность может образоваться только в том случае, когда материал под ударами абразивных частиц пластически деформируется. Испытания пластических материалов с различными свойствами (стали марки Ст. 3, Х18Н9Т, 3Х2В8 и др.), показали, что при прочих условиях (температура, скорость, угол атаки, количество абразива, зернистость, концентрация струи) образуются волнистые поверхности, которые заметно отличаются друг от друга. На фото 4 видно, какую важную роль играют физико-механические свойства материалов при повышенных температурах (при 600°C). В таблице I приведены механические свойства этих сталей при температуре 600°C. Из испытанных материалов при температуре 600°C сталь марки Ст. 3 самая пластичная и поэтому волны у нее особенно рельефны.

Т а б л и ц а I

Механические свойства сталей при температуре 600°C

Марка стали	$\sigma_{0,2}$ кг/мм ²	σ_b кг/мм ²	δ %	ψ %	σ_k кг/см ²
Ст. 3	7,5	11,0	42,0	87,0	30,0
Х18Н9Т	17,0	31,5	28,5	64,5	36,0
3Х2В8	28,5	39,0	21,5	55,5	18,0

7. Опыты со свинцовыми образцами

В ходе исследования износа разных марок сталей выяснилось, что при условиях, имеющих место в опытах, волнистость изнашиваемой поверхности возникает тем скорее, чем более пластичен испытуемый материал. Поэтому более быстрые результаты были получены в опытах при повышенных температурах. С целью сокращения времени для исследования волнообразования при дальнейших опытах применялся свинец. Свинец обладает большой пластичностью при комнатной температуре и необходимые эксперименты удалось провести при нормальных условиях. С помощью свинцовых образцов исследовали влияние на возникновение и распространение волн зернистости и количества абразива, а также аэродинамических факторов и уточняли зависимость между параметрами волн и углом атаки. Кроме того наблюдали ход возникновения и развития волн при образцах разной формы.

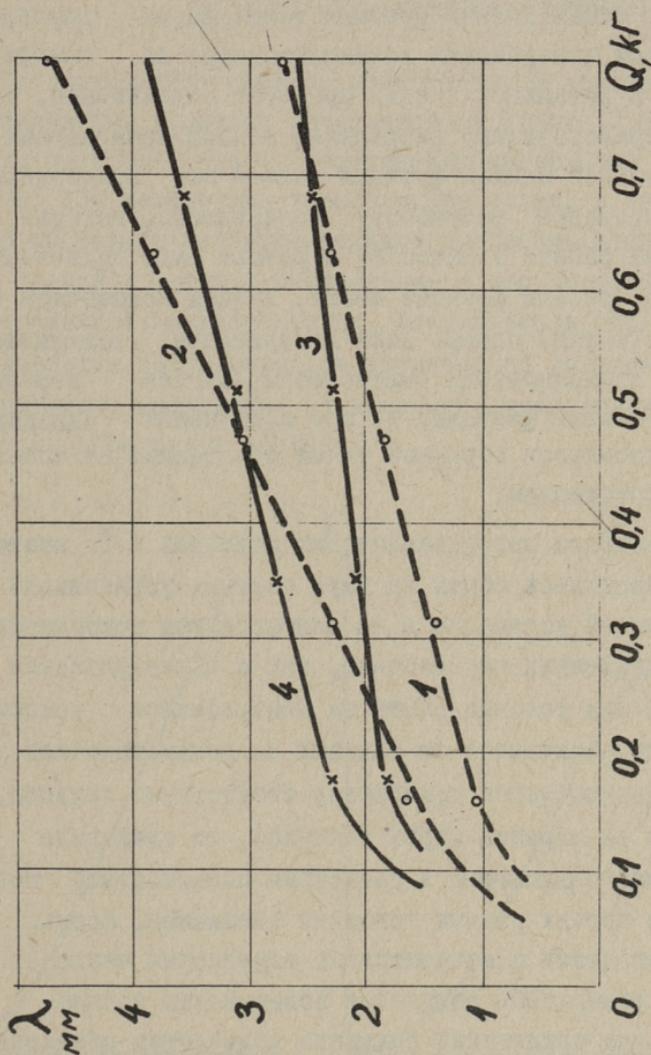
Для выяснения влияния величины зерна используемого абразива на параметры образующих волн проводились опыты с тремя разными фракциями кварцевого песка с крупностью зерен 0,10 - 0,16, 0,40 - 0,63 и 0,63 - 1,0 мм. Испытывали при угле атаки $\alpha = 45^\circ$. Количество применяемого для всех опытов с разными фракциями песка - равное. При сравнении параметров волн, образовавшихся на образцах, оказалось, что они зависят от диаметра абразивных частиц. На фото 8 приведены фотографии волнистой поверхности образцов, полученные с применением двух разных фракций песка. Обозначенный буквой а образец бомбардировали песком фракции 0,10-0,16 мм, обозначенный буквой б - фракцией песка 0,63-1,0 мм. Результаты измерений показали, что параметры волн в начальной стадии их образования зависят от размеров абразивных частиц. Порядок величины параметров образовавшихся волн, как это наглядно видно на фотографии (фото 8), равняется диаметру применяемых абразивных частиц.

С помощью свинцовых образцов исследовали также зависимость параметров волн от количества применяемого при испы-

таниях абразива. Уже при исследовании процесса изнашивания со стальными образцами мы обнаружили, что параметры и вид возникающих волн непрерывно изменялись в зависимости от количества израсходованного абразива. Особенно наглядно выступает эта зависимость при опытах со свинцовыми образцами. Полученные результаты иллюстрирует фото 6, где на левых снимках (а, б) видны волнистые поверхности, вызванные применением фракций песка 0,10-0,16 мм, а на правых снимках (в, г) то же фракцией 0,63-1,00 мм. Фотографии а и б сняты в начальной стадии образования волн; на снимке в количество применяемого абразива увеличено в 10 раз, а на снимке г в 15 раз. Угол атаки при этих опытах был 45° , скорость для тонкой фракции песка - 83 м/сек, для грубой фракции - 41 м/сек. Как видно из фотографии г (фото 6), с увеличением количества абразива увеличивается длина волн и уменьшается их количество на изнашиваемой поверхности. Кроме того на изнашиваемой поверхности образуются еще впадины поперек волн в направлении вектора скорости абразивных частиц. Аналогичную картину можно наблюдать на некоторых изношенных деталях промышленных установок. В качестве примера служит приведенный на фото 3 в приложении снимок лопатки вентилятора полукоксового газа.

Зависимость длины волны от количества применяемого абразива приведена в виде графиков на фиг. 4. Кривые 1 и 2 на графиках изображают зависимость длины волны возникающей волнистой поверхности от применяемого количества абразива для фракций песка 0,1 - 0,16 мм и кривые 3 и 4 для фракций песка 0,63 - 1,0 мм. Угол атаки при этих опытах был 45° . Скорость абразивных частиц для кривых 1 - 83 м/сек, 2 - 91 м/сек, 3 - 41 м/сек и 4 - 48 м/сек. Как следует из графиков, на возникновение и распространение волнистости существенно влияет скорость абразивной струи. Несмотря на небольшую разность скоростей, с расходом одного и того же количества абразива волны получаются разной длины.

На свинцовых образцах оказалось возможным проверить влияние аэродинамических факторов на возникновение волнистости.



Фиг. 4. Зависимость длины волны от количества применяемого абразива:
 1, 2 - фракция песка 0,10-0,16 мм, скорость 83 м/сек и 91 м/сек,
 угол атаки - 45°; 3, 4 - фракция песка 0,63-1,0 мм, скорость - 41 м/сек
 и 48 м/сек, угол атаки - 45°

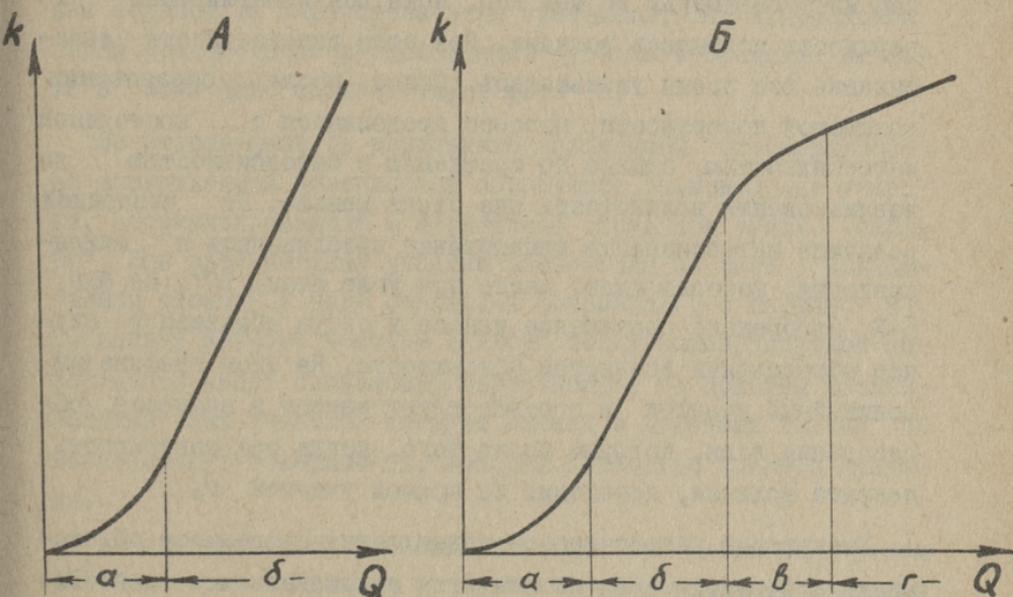
Некоторые авторы в своих работах [1, 9] в качестве причины возникновения и распространения волнистости приводят влияние вихрей. Так объяснили причины возникновения волнистости на котельных трубах О.Муравкин и А.Рябченков [1].

По утверждению этих авторов в процессе изнашивания участвуют также очень мелкие фракции золы. Из-за неровностей изнашиваемой поверхности возникают вихри на поверхности трубы уже в начальной стадии процесса изнашивания. В результате суммирующего разрежения в ядро возникающих вихрей втягивается мелкая фракция золы и эти золосодержащие вихри производят разработку поверхности, истирая ее. В настоящей работе в качестве абразива были применены относительно крупные фракции песка, причем применялся обеспыленный (мытый) песок. Если утверждения вышеуказанных авторов о возникновении волнистости кажутся вероятными для очень тонких фракций, то при применении однородного крупнофракционного абразива такое объяснение не может быть принято достоверным.

Для выяснения аэродинамических факторов в настоящей работе проводились опыты на двух опытных установках: на пневматической установке и на центробежном ускорителе [8]. При этом применяли как плоские, так и цилиндрические образцы. Так как условия опыта на центробежном ускорителе существенно отличаются от таковых на пневматической установке (в центробежном ускорителе отсутствует сильная, направленная на образец струя воздуха), то следовало ожидать заметного различия в геометрии изнашиваемой поверхности. При прочих равных условиях (величина, форма, скорость, угол атаки и концентрация абразивных частиц) в центробежном ускорителе волнистая поверхность должна была возникать при применении большего количества абразива. Однако проведенные опыты показали, что при применении равного количества абразива возникают волны равной интенсивности на обеих установках. На фото 7 приведены фотографии изношенных поверхностей, полученных на разных испытательных установках. Скорость абразивных частиц на обеих установках была 56 м/сек, фракция применяемого кварцевого песка 0,63-1.0мм.

8. Протекание абразивного износа во времени в случае образования волнистости

Установившийся процесс изнашивания в абразивной струе в определенных условиях начинается не сразу [7,8]. Эксперименты показали, что у пластических материалов при углах атаки $\alpha > 20^\circ$ необходимо определенное время, в течение которого протекают подготовительные процессы (наклеп, образование трещин). Процесс изнашивания в это время идет с малой и переменной интенсивностью. Длительность этого периода (называется также периодом приработки) зависит от свойств испытуемого материала, от скорости, угла атаки, твердости и формы абразивных частиц.



Фиг. 5. Протекание износа во времени: А - без образование волнистости, Б - при образовании волнистости, k - интенсивность изнашивания, Q - количество абразива

Общий характер протекания абразивного износа пластических материалов при повышенных температурах изображен на фиг. 5-А, где участку a соответствует неустановившийся

режим изнашивания (период приработки) и участку б — установившийся режим изнашивания. Установлено, что с увеличением скорости абразивных частиц продолжительность приработки резко укорачивается. Проведенные опыты показали также, что период приработки пластических и хрупких материалов протекает по-разному. Это соответствует разному механизму изнашивания тех материалов. У хрупких материалов износ наблюдается уже после единичных ударов и кривая принимает другой вид (участок а может даже отсутствовать).

В случае образования волнистости общий характер протекания износа в струе абразива во времени изменялся. До образования волнистости кривые износа аналогичны вышеупомянутым. С момента образования волн износ протекает с переменной интенсивностью до тех пор, пока вся изнашиваемая поверхность покрылась волнами. При этом интенсивность изнашивания все время уменьшалась. Далее, после образования волнистой поверхности, процесс продолжался с постоянной интенсивностью, однако по сравнению с интенсивностью до возникновения волнистости она стала меньше. По численной величине интенсивность изнашивания приближалась к интенсивности, которая имеет место при угле атаки 90° . На фиг. 5-Б изображено протекание износа в струе абразива в случае образования волнистой поверхности. На этом графике криволинейный участок в соответствии с износом в процессе образования волн, который после того, когда вся поверхность покрыта волнами, переходит на прямой участок г.

Уменьшение интенсивности изнашивания в процессе образования и развития волн объясняется с изменением действительного угла атаки. Плоский образец, установленный под определенным углом атаки ($20-60^{\circ}$), проходит первые три стадии изнашивания. В результате этого изнашиваемая поверхность образца ориентируется к абразивной струе под углом 90° , как это видно из фото 2. Поэтому интенсивность изнашивания у волнистых поверхностей соответствует интенсивности при угле атаки 90° . Отсюда следует, что в тех случаях, когда условия образования волнистости на изнашиваемой

поверхности благоприятные, угол атаки не является постоянной величиной. В расчетных формулах тот факт обычно упускается из виду и оперируют недействительным начальным углом атаки.

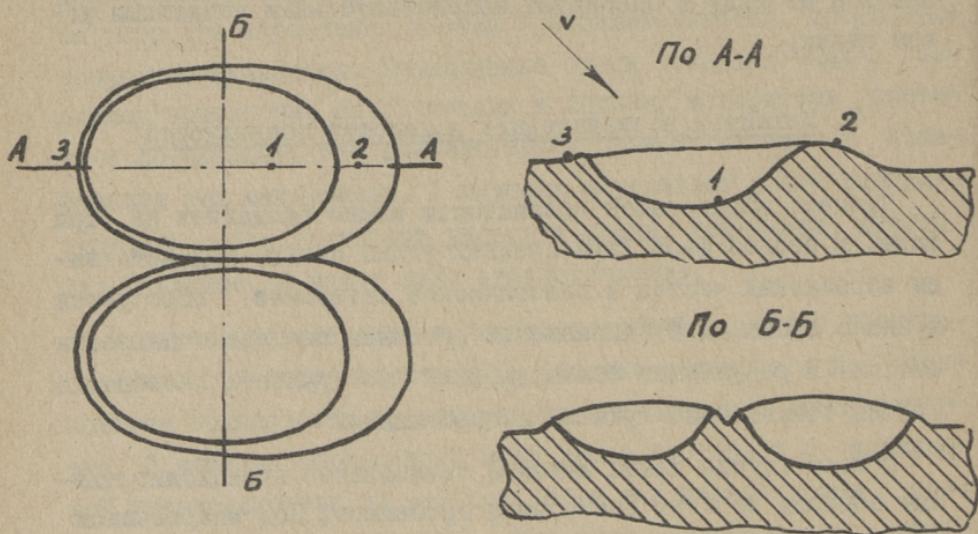
9. Механизм возникновения волнистой поверхности

Процесс образования волнистости можно разделить на три фазы. В первой фазе (при средних углах атаки) под действием абразивных частиц в пластическом материале образуются лунки с валиками в направлении проекции вектора скорости частиц. В результате бомбардировки поверхность образца сплошь покрывается лунками и гребешками.

В этом случае износ малый и изнашивание происходит главным образом за счет среза этих гребешков. Под микроскопом видны беспорядочно расположенные бугорки и впадины. На фото 8 этой фазе соответствует фото а.

Во второй фазе (в результате дальнейшей бомбардировки) на изнашиваемой поверхности образуются элементарные участки, соориентированные к абразивной струе под углом около 90° . Эти элементарные участки разбросаны по всей изнашиваемой площади в виде отдельных островков (б на фото 8). Поскольку падение частицы в любую точку бомбардируемой поверхности имеет одинаковую вероятность, то причины возникновения этих участков следует искать в действии частиц на изнашиваемую поверхность, которая полностью покрыта лунками.

Рассмотрим схему контакта частицы (при ударе под углом 45°) с покрытой лунками поверхностью образца в пределах одной лунки (фиг. 6). По этой схеме станет ясно, что при попадании частицы в разные места ее действие не будет одинаковым. При попадании в точку 1 происходит углубление лунки и увеличение валика. При попадании в точку 2 начинается скольжение частицы. Она теряет часть своей энергии (на трение и на срез) и поэтому образовавшаяся перед валиком новая лунка имеет меньшую величину. При попадании в точку 3



Фиг. 6. Схема типичной ударной лунки

задняя кромка лунки или срезается частицей или деформируется и вдавливается в лунку. В случае попадания частиц в точки 1 и 3 происходит увеличение площадки, соориентированной под углом 90° . Абразивные частицы, попадающие на валик, могут встретиться с ним при разных углах атаки (от 0 до 90°). В зависимости от соотношения нормальной и тангенциальной составляющей силы удара (при разных точках контакта) и от сопротивления деформации (и срезу) валика, образующиеся борозды и лунки могут иметь разную длину и глубину. Вследствие того, что валик в известной мере наклепан и угол атаки мал (нормальная составляющая силы удара отсутствует или мала), глубина проникновения частицы в него невелика. Поэтому объем металла, отделяемый на валик попадающими частицами, мал и в конечном результате участок, ориентированный под 90° , расширяется.

Одна лунка, конечно, не является той площадкой, которую мы видим на фотографии б (фото 8). Она может быть только очагом, из которого развивается видимая на фотографии площадь. Дело в том, что в процессе бомбардировки происходит

многократное перекрытие лунок и формы их неузнаваемо изменяются. Но на некоторых участках изнашиваемой поверхности складываются условия соединения отдельных лунок в единую площадку. Это происходит в результате того, что гребешки между отдельными следами, получая как прямые, так и косвенные удары, исчезают. Эти гребешки или срезаются частицами или отламываются под действием изгибающих напряжений. Удаление гребешков между лунками происходит легче, чем удаление валиков между ними потому, что их поперечное сечение меньше поперечного сечения валиков (фиг. 6).

В третьей фазе образуется волнистая поверхность (в на фото 8). Естественно, что процесс возникновения на изнашиваемой поверхности островков, ориентированных под углом 90° , не происходит одновременно. В процессе изнашивания число этих участков постепенно увеличивается. Они расширяются как в поперечном, так и в продольном направлении. В результате этого изнашиваемая поверхность покрывается волнами, фронт которых более-менее перпендикулярен к направлению проекции вектора скорости абразивных частиц. Образование общего фронта волн объясняется действием бомбардирующих частиц на эти области, которые находятся между островками и еще не соориентированы под углом 90° относительно абразивной струи. Получая удар в область, примыкающую к элементарному участку, материал вдавливается в бок участка и образующиеся гребешки легко удаляются последующими частицами. Одновременно в этих промежуточных областях протекает процесс образования новых элементарных участков и с их расширением образуется единый фронт волн по всей изнашиваемой поверхности. При продолжении бомбардировки дальнейшее изменение волн идет в направлении роста их длины и глубины (г, д, н, ж, з на фото 8).

Если на образец нанести риски малой глубины, то от этих рисков сразу начинают развиваться волны и поверхность образца быстро покрывается волнами (время образования волнистости уменьшается за счет укорачивания подготовительных процессов, описанных выше).

Такое же явление имеет место также тогда, когда размеры плоских образцов меньше поперечного сечения абразивной струи. В этом случае очагом образования первой волны является кромка образца, направленная против абразивного потока. Поэтому у этих образцов фронт волн, находящихся ближе к краю или к рискам, более прямолинейный по сравнению с фронтом волн, образовавшихся далее от края (или от рисок), или по сравнению с фронтом волн у образцов, размеры которых больше сечения струи (фото 9).

Л и т е р а т у р а

1. О.И.Муравкин, А.В.Рябченков. Исследование коррозионно-абразивного изнашивания стали применительно к трубам водяных экономайзеров. Трение и износ в машинах, Сборник КИ, АН СССР, Москва, 1956.
2. М.М.Тененбаум. Износостойкость деталей и долговечность горных машин. Москва, 1960.
3. Ш.М.Билик. Образование поперечных неровностей при трении. Трение и износ в машинах, Сборник ХУП, АН СССР, Москва, 1962.
4. A. Schallamach. Friction and abrasion of Rubber. Wear, vol. 1, No 5, April 1958.
5. H. Brauer, E. Kriegel. Untersuchungen über den Verschleiß von Kunststoffen und Metallen. Chemie-Insener-Technik, 35 Jahrgang, Heft 10, Oktober 1963.
6. С.Б.Ратнер, И.М.Фарберова. Истирание пластических масс. "Пластические массы", №9. Госхимиздат, 1961.
7. У.Суур. Труды ТПИ, серия А, №192, 1962.
8. И.Клейс. Труды ТПИ, серия А, № 219, 1965.
9. С.П.Козырев. Изнашивание материалов гидроабразивным потоком в условиях кавитации. Трение и износ в машинах, Сборник ХУП, АН СССР, Москва, 1962.

УДК 620.178.167

У.К. Суур

О ВЛИЯНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ НА МЕХАНИЗМ ИЗНАШИВАНИЯ
МЕТАЛЛОВ В СТРУЕ АБРАЗИВА

При эксплуатации оборудования металлургической, химической и энергетической промышленности весьма распространенным видом абразивного изнашивания является разрушение поверхностей деталей твердыми частицами, содержащимися в газовых потоках. Многие интенсивно изнашивающиеся детали и узлы машин и установок работают при повышенной температуре. До сего времени опубликовано мало работ [1,2,3,4,5,6,7], трактующих о влиянии температуры на интенсивность изнашивания в струе абразива. Недостаточно изучены причины разрушения деталей при повышенных температурах, а представления отдельных авторов о механизме данного вида изнашивания различны [1,2,4,5]. Это связано с тем, что процесс изнашивания газо-абразивным потоком по своему характеру сложен и проведение экспериментов связано с большими трудностями.

В настоящей статье приведены некоторые результаты исследования изнашивания в воздушно-абразивной струе при разных температурах. На основе полученных кривых, характеризующих зависимость интенсивности изнашивания от температуры, и микроскопических исследований сделано предположение о механизме изнашивания металлов при разных температурах.

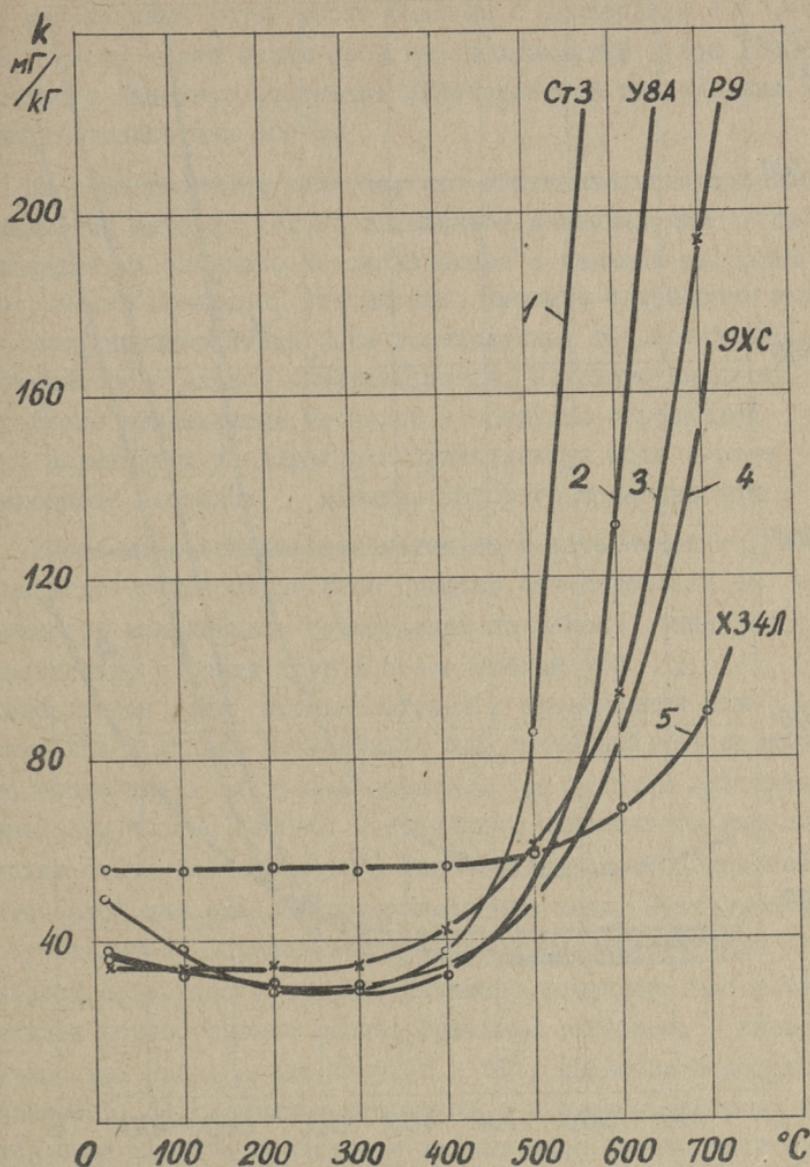
Испытания проводились на лабораторной испытательной установке пневматического типа, принцип работы которой описан автором в статье, помещенной в настоящем сборнике и в ранее опубликованной статье [9].

Исследованию подвергались стали разных марок и высоколегированный чугуны ХЗ4Л. Применяемые образцы имели прямоугольную форму с размерами изнашиваемой поверхности 20 x 20 мм. При опытах был использован кварцевый песок ($H_v \approx 1200 \text{ кг/мм}^2$) зернистостью 0,40 - 0,63 мм. Средняя скорость абразивной струи была 48 м/сек, углы атаки между абразивной струей и поверхностью образца составляли 45 и 90°. Все образцы предварительно прирабатывались при комнатной температуре, после чего производились основные опыты. Режимы приработки соответствовали режимам при основных опытах. Опыты при повышенных температурах проводились от 100 до 800°C, причем температура повышалась по ступеням в 100°C. При каждой температуре испытывали по три образца, а на отдельном образце величина износа определялась 5-6 раз при взвешивании образца на аналитических весах.

Результаты опытов даны в виде графиков на фиг. 1 и 2. На вертикальной оси графиков отложена интенсивность изнашивания k , в мГ/кГ (износ, в мГ, соответствующий одному кГ абразива, попадающего на образец), и на горизонтальной оси - температура испытания.

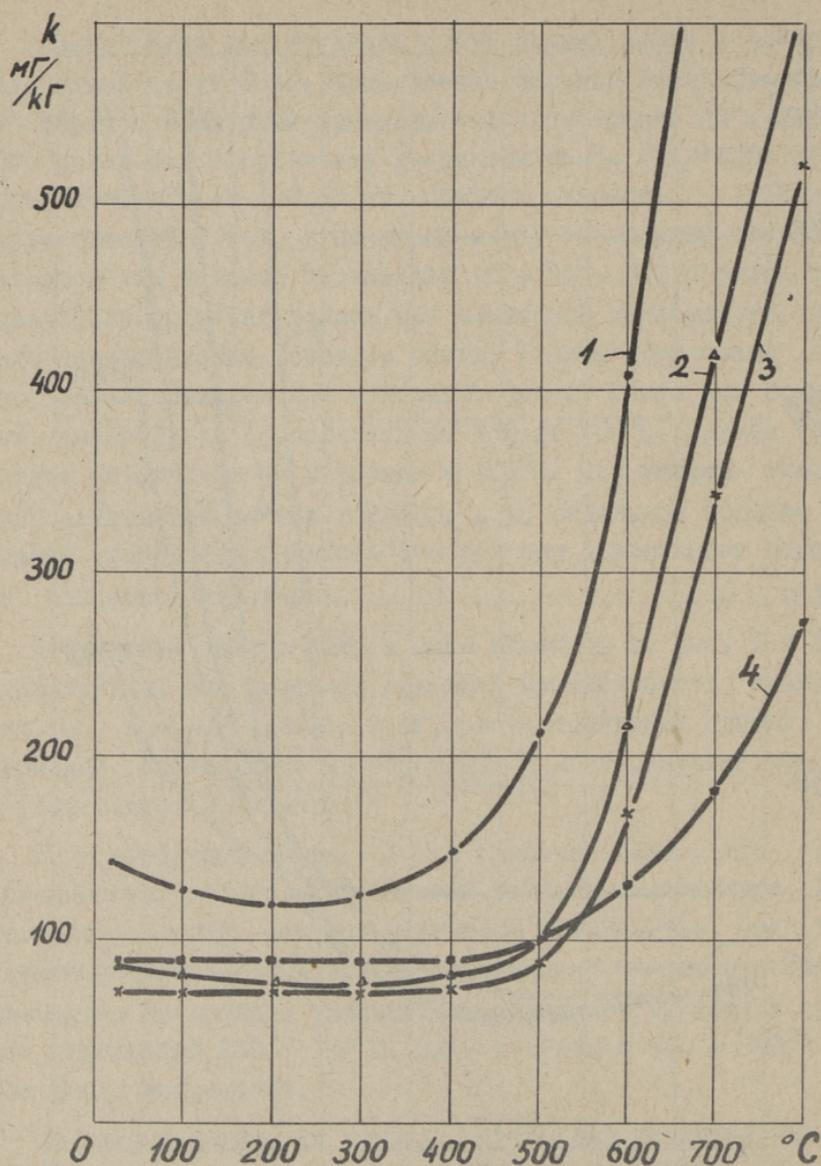
Из приведенных на фиг. 1 и 2 графиков видно, что износ незакаленных углеродистых сталей уже при температуре 100°C несколько меньше, чем при комнатной температуре. При дальнейшем повышении температуры испытания интенсивность изнашивания продолжает уменьшаться, достигая минимум в пределах температур 250 - 350°C. Лишь начиная с 450 - 500°C износ резко возрастает.

Наличие минимума на кривых $k = f(T)$ для углеродистых сталей указывает на то обстоятельство, что в этом интервале температур у исследуемых материалов происходят такие изменения свойств, которые препятствуют абразивному изнашиванию. Некоторые авторы считают, что уменьшение износа углеродистых сталей связано с увеличением твердости и хрупкости при температуре синеломкости [8]. Но в этом объяснении существуют некоторые противоречия, вследствие чего его нельзя считать справедливым.



Фиг. 1. Зависимость интенсивности изнашивания от температуры: скорость струи 48 м/сек, угол атаки 90° , фракция песка 0,40-0,63 мм

Интересно отметить, что даже некоторые инструментальные стали (9ХС, Х12Ф1, 5ХВ2С) имеют аналогичный ход кривых, но со слабее выраженным минимумом. Высоколегированные стали и чугуны такого минимума не имеют.



Фиг. 2. Зависимость интенсивности изнашивания от температуры: скорость струи 48 м/сек, угол атаки 45° , фракция песка 0,40 - 0,63 мм

У всех исследованных углеродистых и малолегированных сталей, начиная с температур $\sim 350^{\circ}\text{C}$, отмечается постепенное увеличение интенсивности изнашивания при повышении температуры испытания. Особенно резкое изменение интенсивнос-

ти изнашивания имеет место начиная с температур 400°C и выше. Совсем иначе ведет себя высокохромистый чугуи ХЗ4Л, у которого заметное изменение интенсивности изнашивания появляется только при 600°C .

На первый взгляд кажется, что изменение интенсивности изнашивания вызвано только изменением механических свойств исследуемых сплавов. Но проведенные с разными сплавами эксперименты показали, что сплавы, имеющие одинаковые механические характеристики (при определенных температурах), изнашиваются с разной интенсивностью. Из этого следует, что в процессе изнашивания металлов в воздушно-абразивной струе при повышенных температурах существенную роль играет окисление металлов, влияние которого показано ниже.

Проблемами изнашивания металлов в абразивной струе при комнатной температуре (где процесс окисления на интенсивность изнашивания существенно не влияет) занимается относительно широкий круг исследователей [10, 11, 12]. На основе работ этих исследователей и проведенных нами экспериментов механизм изнашивания при комнатной температуре можно представить следующим образом. При ударном действии абразивных частиц процесс изнашивания пластичного металла (при углах атаки близких к 90°) сопровождается многократной пластической деформацией поверхностного слоя. Этот процесс обуславливает образование характерного микрорельефа изнашиваемой поверхности, представляющего сочетание выступов и впадин разнообразной формы. Решающим фактором, вызывающим износ при углах атаки близких к 90° , является отделение этих выступов. Под влиянием ударяющих с различных сторон частиц абразива выступы постепенно теряют свою прочность и связи с основным металлом и отрываются от поверхности. Возможно также удаление выступов резанием, роль которого при углах атаки $\alpha \approx 90^{\circ}$ мала. В то же время в результате повторной пластической деформации происходит заметное искажение кристаллической решетки [11]. Металл в некотором объеме упрочняется, повышается его внутренняя энергия. Дальнейшая бомбардировка металла вызывает повышение его наклепа и в итоге воз-

никает перенаклеп, который выражается в виде отслаивания перенаклепанной части металла. Сопутствующим фактором является иногда и разрыхление (потери сплошности) образующихся выпуклостей, вследствие их многократного смещения. Последнее объясняет тот факт, что в некоторых случаях микротвердость деформированных участков меньше микротвердости исходного материала. Вышеуказанные процессы характерны для пластических материалов при углах атаки около 90° .

Как известно, интенсивность изнашивания зависит от угла атаки. Изменение интенсивности изнашивания определяется динамикой контакта абразивной частицы с изнашиваемой поверхностью. При уменьшении угла атаки увеличивается тангенциальная составляющая силы удара и уменьшается нормальная. Тангенциальная сила стремится продлить время контакта, заставляя частицы двигаться вперед. Вследствие этого пластическая деформация имеет направленный характер: материал из лунки вытесняется в сторону проекции вектора скорости частиц. При наличии тангенциальной силы условия для разрушения выступов (неровностей) улучшаются. В случае уменьшения угла атаки также на дне некоторых лунок наблюдаются характерные для резания риски и блеск. Это свидетельствует о росте микрорезания в процессе изнашивания. В результате этого износ пластических материалов при средних углах атаки увеличивается. При малых углах атаки ($\alpha < 30^{\circ}$) интенсивность изнашивания уменьшается. Объясняется это тем, что с уменьшением нормальной составляющей силы удара уменьшается глубина проникновения в металл абразивных частиц. Поэтому понижается средняя высота выступов, что обуславливает уменьшение износа. При малых углах атаки влияние тангенциальной силы на износ мало из-за проскальзывания абразивных частиц по изнашиваемой поверхности. При проскальзывании возможно отделение металла в виде коротких микростружек. С другой стороны, при малых углах атаки уменьшается и глубина наклепанного слоя, в результате чего уменьшается отделяемый абразивными частицами объем перенаклепанного металла.

Механизм изнашивания металлов в воздушно-абразивной струе при повышенных температурах отличается от механизма изнашивания при комнатной температуре. В интервале температур от 100 до 250°C интенсивность изнашивания углеродистых сталей уменьшается. Наши опыты показали, что это уменьшение имеет место как при угле атаки 90°, так и при угле атаки 45°. Если причиной уменьшения интенсивности изнашивания считать повышение прочности и твердости сталей при температуре си-неломкости, то следовало бы ожидать увеличения износа при углах атаки 90°, за счет повышения хрупкости материала.

По нашему мнению уменьшение износа в интервале темпера-тур от 100 до 250°C связано с образованием на изнашиваемой поверхности оксидных пленок. Как известно, при повышении температуры скорость образования оксидных пленок растет. При сравнительно низких температурах процесс образования пленок идет относительно медленно и толщина их небольшая. Тонкая оксидная пленка имеет прочную связь с основным металлом, твердость ее выше основного металла и, кроме того, она до-вольно эластичная. По данным Б.И. Костецкого окалина на ар-мко-железе (выдержка при температуре 800°C 2 часа) со-стоит из трех слоев: наружного слоя окиси железа (Fe_2O_3), слоя магнитной окиси железа (Fe_3O_4) и слоя закиси железа (FeO). Твердость окалины, измеренная при нагрузке 50 г, со-ставляла:

для наружного слоя (Fe_2O_3) - 1145 кг/мм²,
для слоя магнитной окиси (Fe_3O_4) - 645 кг/мм²,
для слоя закиси железа (FeO) - 550 кг/мм²,
твердость основного металла - 140 кг/мм² [13].

Отсюда следует, что наибольшей твердостью обладает на-ружный слой - окись железа. По литературным данным, выше 570°C нормально на железе находятся все три слоя [14]. При более низких температурах (до 180°C) образуется только один слой (Fe_2O_3) и выше 180°C два слоя (Fe_2O_3 и Fe_3O_4).

Поэтому находящаяся на основном металле (при 100-250°C) одно- или двухслойная пленка действует как своеобразный демпфер, не допуская проникновения ударяющих абразивных час-

тиц в металл. Вследствие образования оксидной пленки уменьшаются высота образующихся на поверхности выступов (гребни их менее острые) и толщина наклепанного слоя. Последние факторы заметно влияют на интенсивность изнашивания основного металла (уменьшается объем удаляемых выступов и толщина отслаиваемого перенаклепанного слоя). Износ в этом интервале температур зависит также от механических свойств основного металла. Под ударом абразивной частицы оксидная пленка разрушается легко, если основной материал мягок и пластичен. Если же основной металл по свойствам (особенно по твердости и по коэффициенту линейного расширения) близок к пленкам, то последние деформируются вместе с металлом и не разрушаются так легко. Последнее объясняет, в частности, тот факт, что у малоуглеродистых сталей при температурах синеломкости ($T \approx 300^{\circ}\text{C}$, $\alpha = 90^{\circ}$), где твердость материала увеличивается, износ уменьшается (фиг. I, кривая 1). У сталей, не имеющих таких изменений по твердости, не наблюдается даже разницы в интенсивности изнашивания (фиг. I, кривая 3).

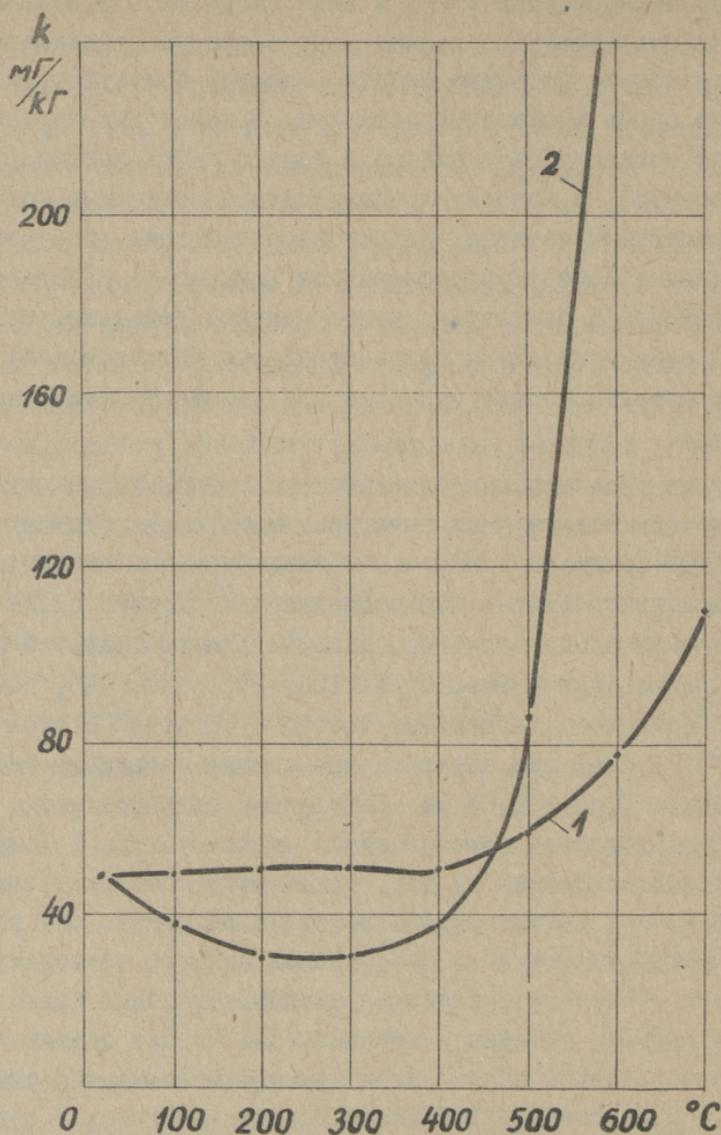
У легированных сталей интенсивность изнашивания в указанном интервале температур зависит от свойств основного материала. Тонкие оксидные пленки у этих материалов в процессе изнашивания существенную роль не играют (кривая 5 на фиг. I). Известно, что скорость оксидирования легированных сталей падает с увеличением содержания легированных элементов. Поэтому при сравнительно низких температурах толщина образовавшихся пленок настолько мала, что их влияние в процессе изнашивания ничтожное.

С повышением температуры (250°C и выше) интенсивность изнашивания начинает расти. Это связано с тем, что при этих температурах скорость образования оксидной пленки быстро растет. В течение короткого времени образуются уже более толстые пленки, связи которых с основным металлом ухудшаются (объем пленки больше). Толстые пленки имеют много дефектов и разрушение и отслаивание их под действием абразивных частиц становится легче. Но в присутствии пленок средней толщины возможно также и повреждение основного металла.

При температурах 500°C и выше скорость образования оксидных пленок настолько велика, что в процессе изнашивания удаляются только оксидные пленки, имеющие большую толщину и слабую связь с основным металлом. В некоторых случаях отмечается проникновение пленки в металл вдоль трещин (фото I в приложении), и поэтому представляется возможным даже удаление основного металла. Непрерывное действие абразивных частиц делает возможным непрерывное химическое действие (оксидирование). В результате этого ударное действие, которое само по себе приводит к незначительному механическому повреждению металла, может привести к серьезному химическому разрушению.

Кроме исследования интенсивности изнашивания в воздушно-абразивном потоке нами была проведена серия опытов в нейтральной среде (аргон), чтобы выяснить роль окисных процессов при изнашивании. Для создания нейтральной среды использовался аргон из баллонов. Испытания в нейтральной среде проводились при температурах 100, 200, 300, 400, 500, 600 и 700°C (скорость абразивных частиц — 48 м/сек и угол атаки — 90°). В качестве абразива применялся кварцевый песок зернистостью 0,40 — 0,63 мм. Испытаниям подвергались плоские образцы, изготовленные из стали марки Ст. 3. Результаты испытаний приведены на фиг. 4. Из этих опытов выяснилось что в чистом аргоне интенсивность изнашивания в интервале температур от 100 до 400°C мало зависит от температуры испытания. Отмечается слабо выраженный максимум при температуре $\sim 300^{\circ}\text{C}$ (кривая 1 на фиг. 3). Но при опытах в воздушно-абразивной струе интенсивность изнашивания стали марки Ст. 3 изменялась заметно и в интервале этих температур проходит через минимум (кривая 2 на фиг. 3).

Начиная от температуры 400°C интенсивность изнашивания в аргонно-абразивной струе с повышением температуры постепенно возросла и при температуре 700°C превысила интенсивность изнашивания, например, при температуре 300°C в 2 раза. При опытах в воздушно-абразивной струе эта разница была гораздо больше — почти II раз.



Фиг. 3. Зависимость интенсивности изнашивания стали Ст.3 от температуры в нейтральной и воздушной средах: 1 - в воздухе, 2 - в чистом аргоне. Скорость струи 48 м/сек, угол атаки 90° , фракция песка 0,40 - 0,83 мм

Эти опыты подтверждают сделанные нами предложения о механизме изнашивания металлов в воздушно-абразивной струе при разных температурах. Они показывают, что даже при сравнительно низких температурах на механизм изнашивания влия-

ют тонкие оксидные пленки, постоянно присутствующие на поверхности металла.

Аналогичные испытания в нейтральной и агрессивных средах были проведены другими исследователями, причем в качестве нейтральной среды применялись чистый азот или аргон [4, 6]. П.Гох и П.Бурда утверждают в своей работе [6], что интенсивность изнашивания конструкционной стали ССН II600 (соответствует стали 45) при изнашивании в аргонно-абразивной струе в интервале температур от 15 до 750°C не зависит от температуры. По нашему мнению такая зависимость может быть справедлива только при особо легких условиях изнашивания, как это имело место при опытах названных авторов.

Для изучения явлений, протекающих в металле во время ударного действия абразивных частиц при повышенных температурах, нами были применены также микроскопические исследования. Под микроскопом исследовались лунки, возникающие при ударе песчинок о металлическую поверхность. Для этого были изготовлены образцы с полированной фронтальной поверхностью. Они бомбардировались фракцией песка 0,40-0,63 со скоростью 48 м/сек. Опыты проводились при температурах 20, 200, 600 и 800°C под углами атаки 45 и 90°. Количество пропускаемых через сопло абразивных частиц было выбрано с таким расчетом, чтобы отдельные ударные лунки не перекрывались. Под микроскопом микротвердометра ПМТ-3 измерили длину, ширину и глубину ста лунок каждого образца. Оказалось, что действительно объем лунок, образовавшихся при температуре 20°C, больше, чем при 200°C. Наибольшая разница в размерах лунок наблюдалась по их глубине. При температурах 600 и 800°C размеры лунок увеличивались. Кроме того, на краях лунок отмечались трещины и отслаивавшиеся оксидные пленки. Фотоснимки некоторых характерных лунок приведены на фото 2 и 3 в приложении. В ходе настоящей работы исследовались также некоторые микрошлифы. Они были изготовлены перпендикулярно изношенной поверхности. Исследования микрошлифов из стали Ст. 3 показали, что при повышенных температурах изношенная поверхность образца всегда покрыта

оксидной пленкой. В разных местах эта пленка имеет разную толщину. Это объясняется тем, что процесс разрушения поверхностного слоя во всех точках не происходит одновременно. У всех шлифов под оксидной пленкой наблюдается сильно деформированный слой основного металла. Средняя глубина деформированного слоя при разных температурах испытания имела разную толщину. При определении микротвердости этих слоев оказалось, что у шлифов, изготовленных из образцов, которые испытывались при температурах 600° и выше, микротвердость мало отличается от микротвердости основного металла (фото 4 в приложении). При более низких температурах микротвердость деформированного слоя гораздо выше микротвердости основного металла.

Заключение

Результаты настоящей работы и ранее выполненные исследования позволяют заключить, что изнашивание металлов в воздушно-абразивной струе при повышенных температурах является сложным, комплексным процессом.

I. Основными факторами, вызывающими разрушение изнашиваемой поверхности при комнатной температуре, являются: а) отделение частиц вследствие повторного деформирования; б) контактная усталость; в) резание микростружек абразивной частицей.

Преобладание того или иного фактора зависит от физико-механических свойств изнашиваемого материала и абразива (твердость и геометрия частиц), от скорости и угла атаки абразивных частиц и от продолжительности (фазы) процесса.

2. При повышенных температурах разрушение металлов в струе абразива следует классифицировать как окислительно-абразивный процесс. Влияние окислирования в процессе изнашивания двоякое. При сравнительно низких температурах (от 100 до 250°C) прочно связанные с основным металлом оксидные пленки тормозят процесс разрушения. Эффективность торможения процесса изнашивания определяется как свойствами и толщиной (скоростью образования) пленки, так и свойствами

основного металла. При этих температурах процесс разрушения сопровождается наклепом основного металла и растрескиванием и отслаиванием перенаклепанного слоя, а также оксидной пленки. От свойств и толщины пленок зависит глубина наклепанного слоя и, следовательно, и интенсивность изнашивания.

При высоких температурах процесс разрушения металлов в воздушно-абразивной струе определяется окислительными процессами и зависит, в основном, от скорости этих процессов. Образующиеся на изнашиваемой поверхности толстые оксидные пленки легко удаляются абразивными частицами. Это способствует дальнейшему развитию процесса оксидирования.

3. На интенсивность изнашивания металла в струе абразива при повышенных температурах влияет состав газовой среды и содержание легирующих элементов в металле. Малое содержание легирующих элементов не оказывает заметного влияния на интенсивность изнашивания металлов при высоких температурах. При относительно низких температурах на интенсивность изнашивания металлов оказывают влияние также малые добавки легирующих элементов.

Л и т е р а т у р а

1. И.В.Кузнецов. Золовой износ труб и предельно допустимые скорости газа в котельных установках. "Теплоэнергетика", № 4, 1955.
2. Н.С. Алферов. Ударная эрозия рабочих лопаток газовой турбины на твердом топливе. Диссертация, Ленинград, 1952.
3. Н.Г. Залогин. Борьба с абразивным износом оборудования электростанций. "Электрические станции", №2, 1950.
4. О.Н. Муравкин, А.В. Рябченков. Сб.Трение и износ в машинах, №11, АН СССР, 1956.
5. К.В. Олесевиц. Износ элементов газовых турбин при работе на твердом топливе. Машгиз, 1959.

6. P. Hoch, P. Burda. Strojirenství 2, 1963.
7. В.Н. Кашеев. Изв. ВУЗ-ов, "Энергетика", №3, 1959.
8. В.Н. Кашеев. Абразивное разрушение твердых тел. Томск, 1963. Автореферат докторской диссертации.
9. У. Суур. Труды ТПИ, серия А, №192. 1962.
10. В.И. Виноградов, А.А. Антонов. бурение и буровое оборудование. Труды, выпуск 46. Издательство "Недра", Москва, 1964.
11. И.Клейс. Об изнашивании металлов в абразивной струе. Автореферат диссертации Таллин, 1959.
12. K. Wellinger, H. Uetz. VDI - Fortschungsheft. Ausg. B 21 (449), 1955.
13. Б.И. Костецкий. Сопротивление изнашивания деталей машин. Машгиз, 1959.
14. Ю.Р. Эванс. Коррозия и окисление металлов. Машгиз, 1962.

ПРИЛОЖЕНИЕ

к статье У. Суур «Образование волнистых поверхностей в процессе изнашивания»

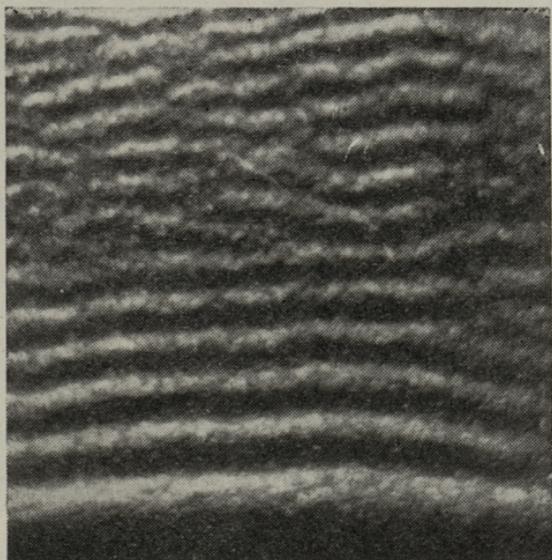


Фото 1. Изношенная волнистая поверхность образца стали Ст. 3. Угол атаки $\alpha = 45^\circ$, температура испытания — 600°C ($\times 3,25$)

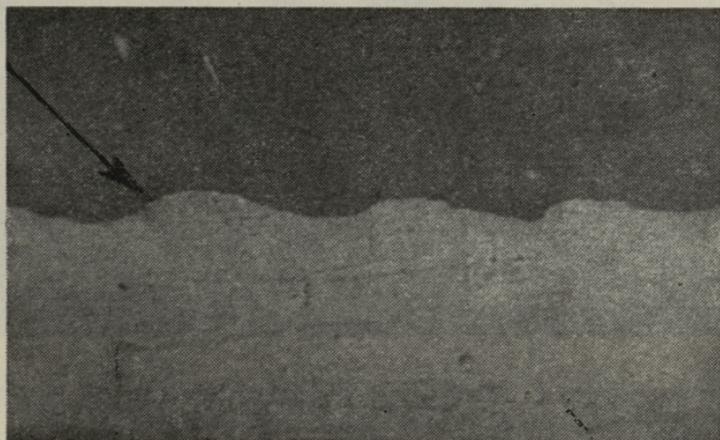


Фото 2. Поперечное сечение волнистого образца. Стрелкой показано направление абразивного потока ($\times 8,5$)

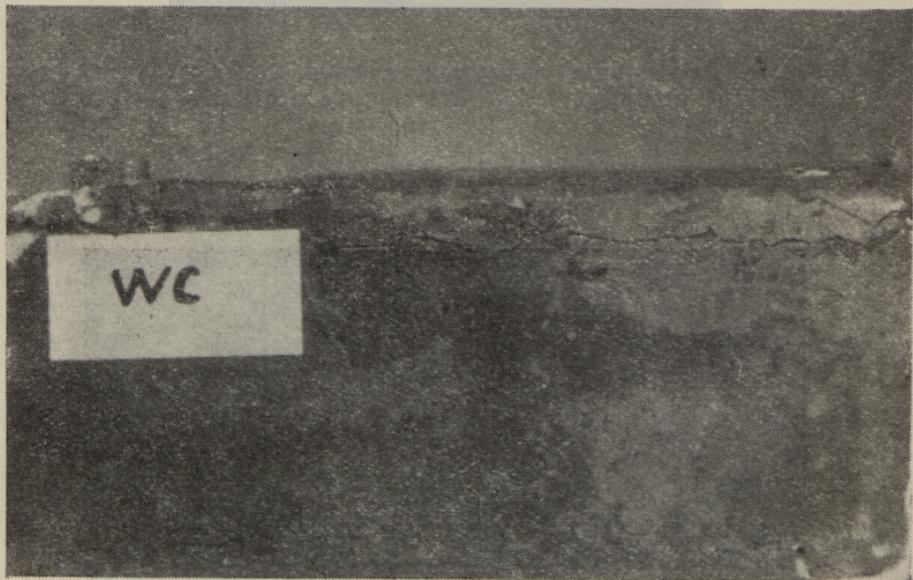
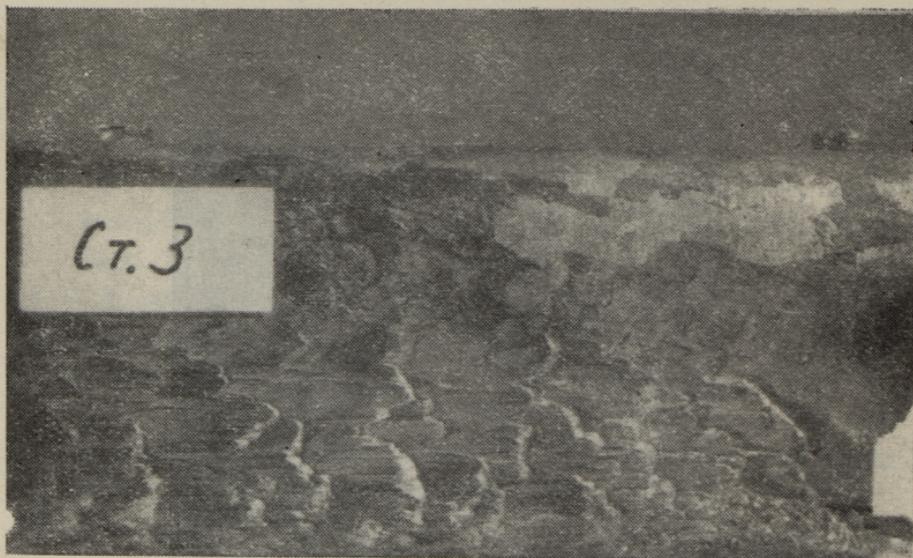
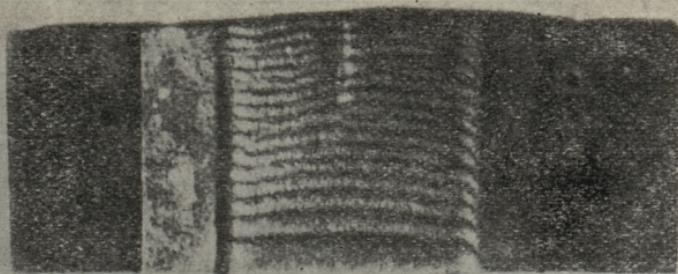
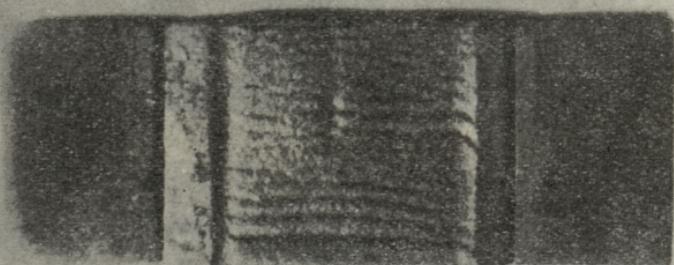


Фото 3: Изношенные лопасти вентилятора

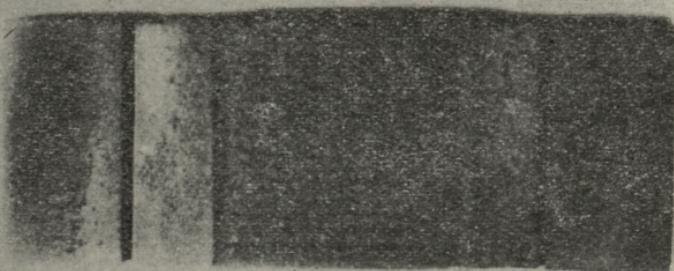
Фото 3. Изношенные лопасти вентилятора. Срединная часть лопастей, вид сверху. (С.3)



Ст. 3



X18H9T



3X2B8

Фото 4. Волнистая поверхность образцов из сталей Ст. 3, XI 8H9T, 3X2B8. Фракция песка 0,40—0,63 мм, скорость потока 48 м/сек, угол атаки — 45°, температура — 600°C, количество абразива 1,25 кг

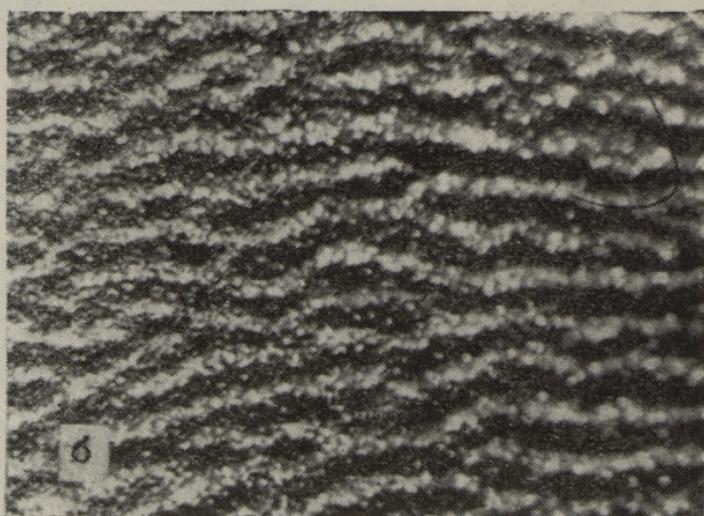


Фото 5. Волнистые образцы, образующиеся при применении
песка двух разных фракций: а — фракция песка 0,10—0,16 мм;
б — фракция песка 0,63—1,0 мм

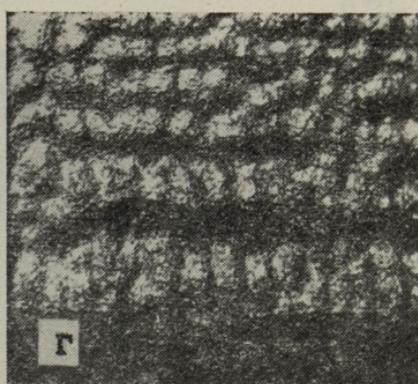
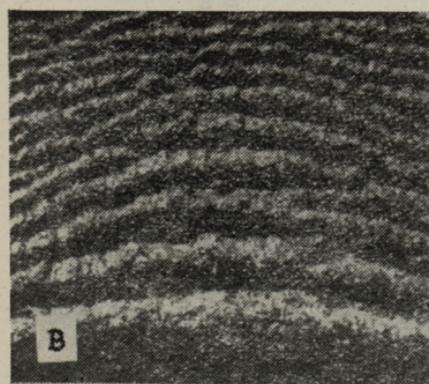
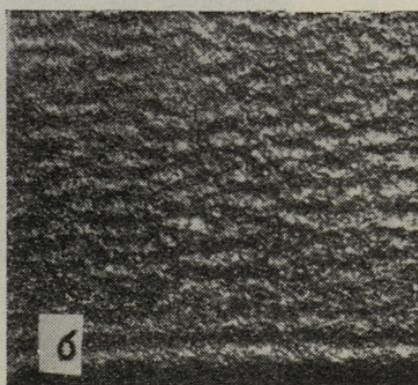
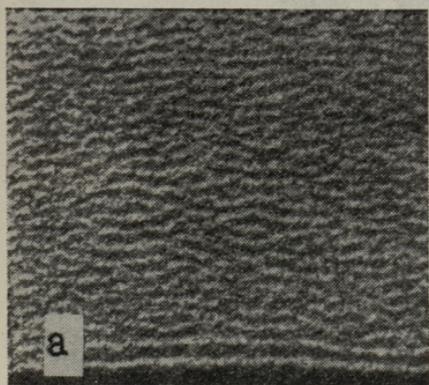


Фото 6. Изменение длины волн в зависимости от зернистости и количества применяемого абразива:
а, в — при зернистости песка 0,10—0,16 мм; б, г — при зернистости песка 0,63—1,0 мм; на снимке в количество применяемого абразива увеличено в 10 раз, на снимке г в 15 раз

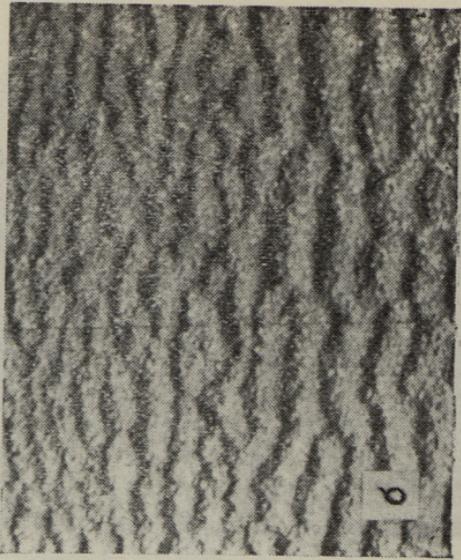
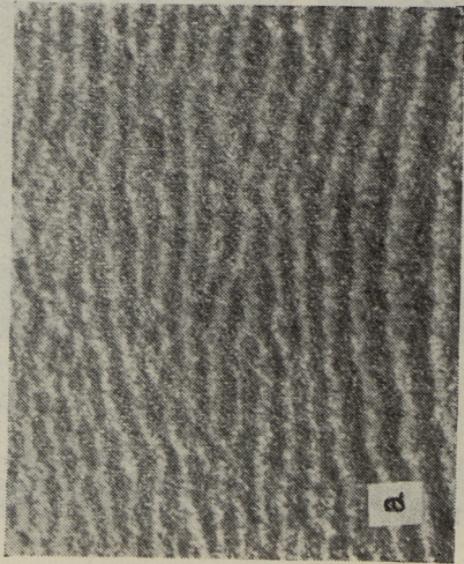


Фото 7. Изношенные поверхности образцов, полученные на разных испытательных установках:

а — на пневматической установке, б — на центробежном ускорителе

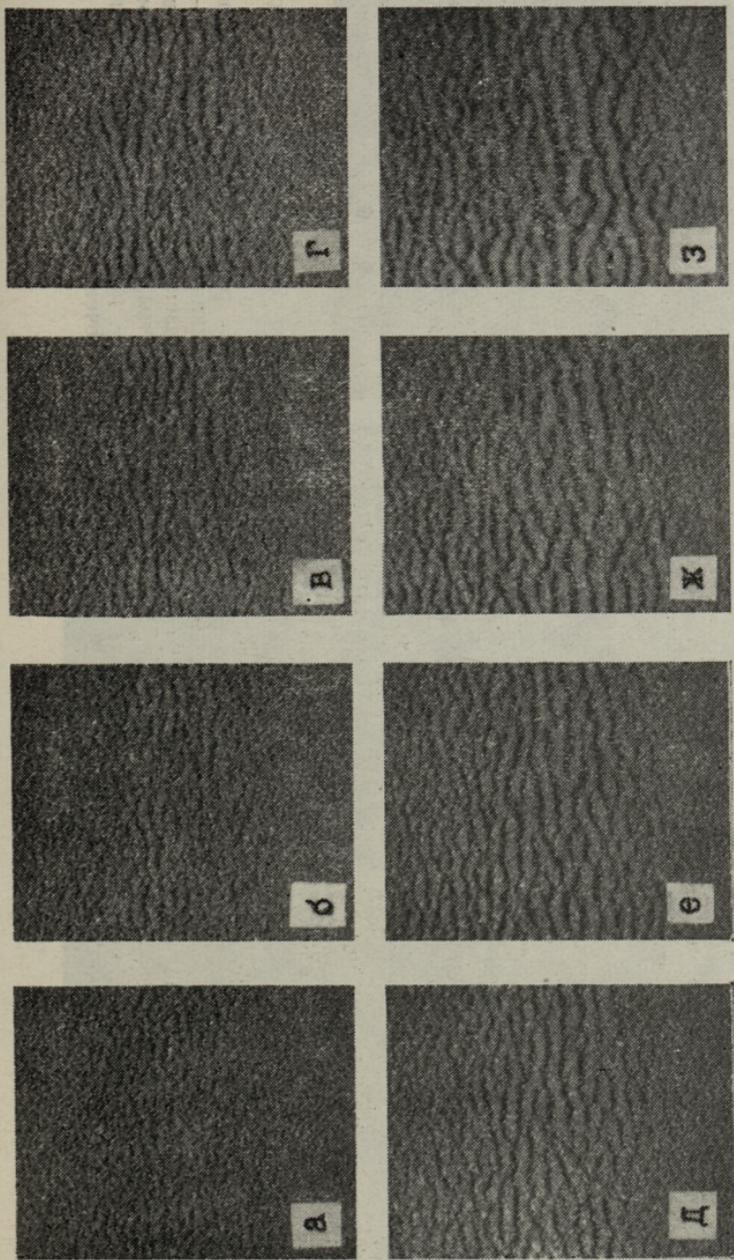


Фото 8. Процессы образования и развития волнистости.
Скорость струи 82 м/сек; угол атаки 30°, фракция песка 0,315—0,42 мм. Количество абразива, попадающего на образец: а — 14 Г, б — 21 Г, в — 28 Г, г — 35 Г, д — 49 Г, е — 70 Г, ж — 98 Г, з — 133 Г (×1,5)

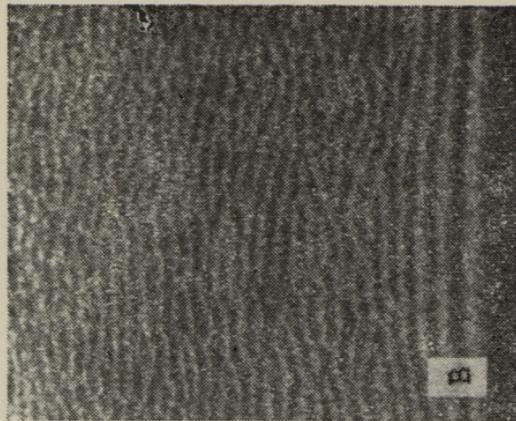


Фото 9. Волнистые поверхности образцов:

а — размеры образца больше сечения абразивной струи; б — образцы, на которых были нанесены риски глубиной 0,2 мм; в — размеры образца меньше сечения абразивной струи

ПРИЛОЖЕНИЕ

к статье У. Суур «О влиянии температуры на механизм изнашивания металлов в струе абразива».

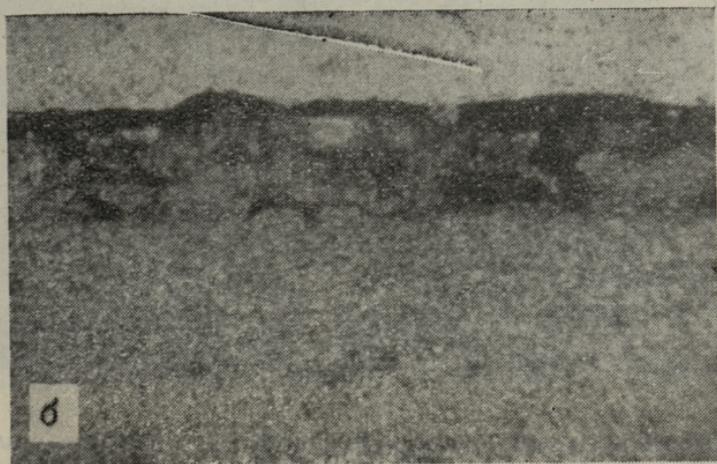
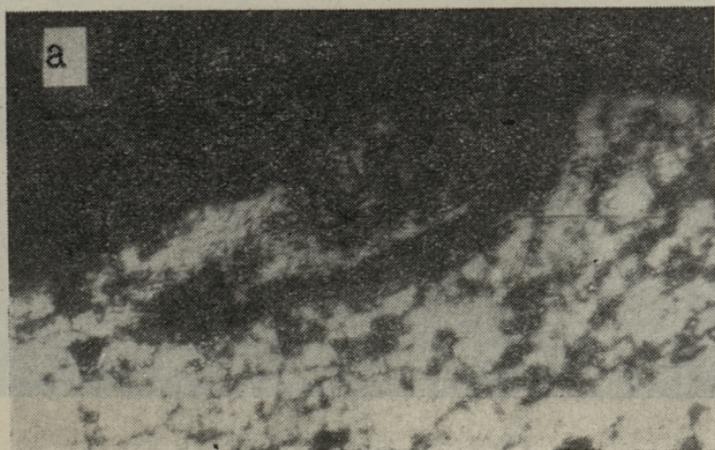


Фото 1. Микроструктуры сечений поверхностных слоев образцов сталей X12M (а) и P9 (б). Температура испытания $T = 700^{\circ}\text{C}$, угол атаки $\alpha = 90^{\circ}$, скорость струи $v = 48$ м/сек, фракция песка 0,40 — 0,63 мм.

Оксидная пленка проникает в металл по трещинам



Фото 2. Типичные ударные лунки на поверхности образца стали Ст. 3. Температура испытания $T = 20^{\circ}\text{C}$, скорость струи $v = 48$ м/сек, фракция песка 0,40—0,63 мм.

а — при угле атаки $\alpha = 90^{\circ}$, б — при угле атаки $\alpha = 45^{\circ}$ ($\times 150$)

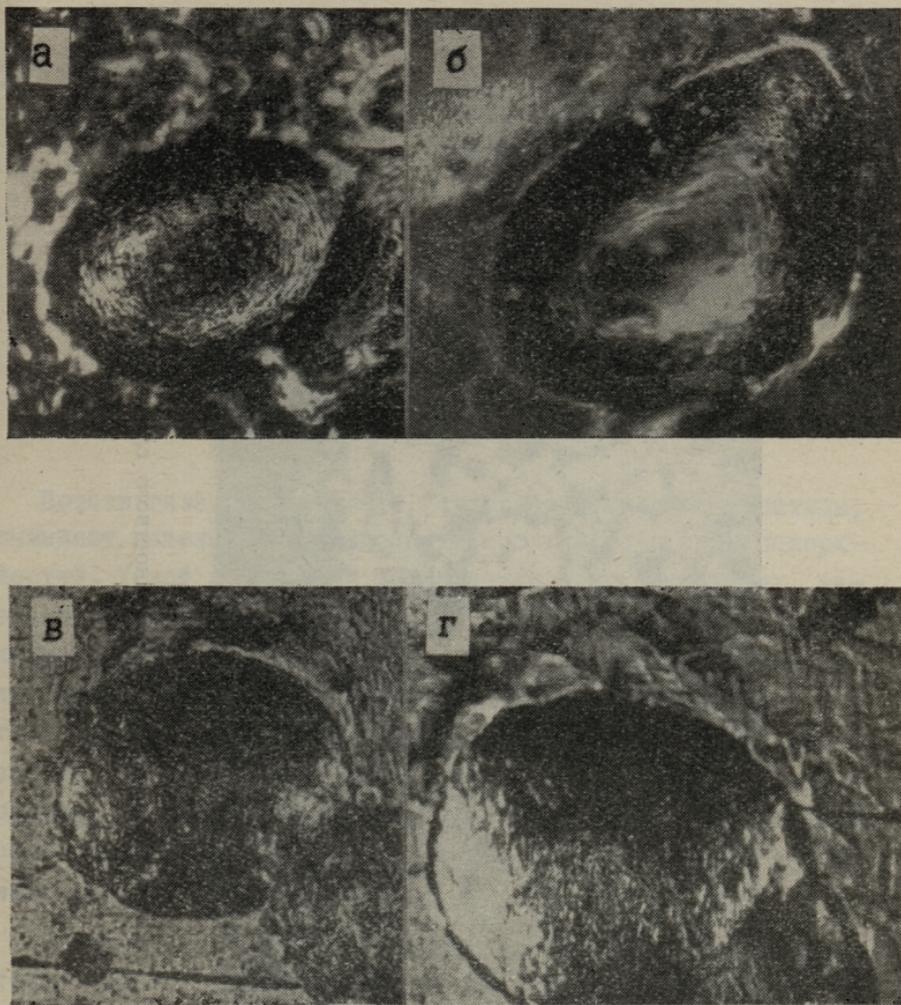


Фото 3. Типичные ударные лунки на поверхности образцов стали Ст. 3.
 Скорость струи $v = 48$ м/сек, фракции песка 0,40—0,63 мм:
 а — при температуре $T = 600^{\circ}\text{C}$ и угле атаки $\alpha = 90^{\circ}$;
 б — $T = 800^{\circ}\text{C}$, $\alpha = 90^{\circ}$; в — $T = 600^{\circ}\text{C}$, $\alpha = 45^{\circ}$;
 г — $T = 800^{\circ}\text{C}$, $\alpha = 45^{\circ}$ ($\times 150$)

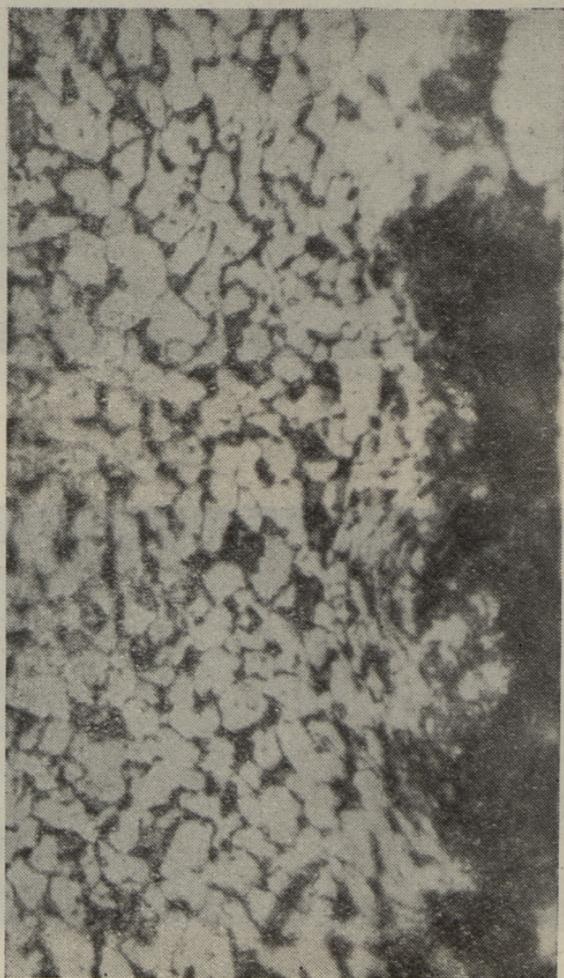


Фото 4. Микроструктура сечения поверхностного слоя образца стали Ст. 3. (X 450)

УДК 620.178.16:678.5.001.45

Х.В. Арумян

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНАШИВАНИЯ ПЛАСТМАСС В СТРУЕ АБРАЗИВА

1. Введение

Потоки газа или жидкости, содержащие твердые частицы, вызывают интенсивный износ соприкасающихся с ними поверхностей. Такой вид износа встречается в трубопроводах, насосах, циклонах, регенераторах, струйных мельницах, установках каталитического крекинга и т.д. Особенно интенсивный износ наблюдается в таких местах, где направление потока резко изменяется. Так как интенсивность износа зависит от условий взаимодействия потока с элементами конструкции, то один и тот же материал может иметь различный срок службы в различных местах конструкции, на что указывали уже многие авторы [1,2,3].

В последние годы об этом виде изнашивания, называемом также эрозией, опубликован ряд исследований [4,5,6,7]. В названных работах приводятся результаты экспериментальных исследований, а также описывается механизм износа испытанных материалов при определенных свойствах эродирующих частиц. Пытаются найти и приближенные формулы расчета величины износа в зависимости от свойств материала и режима изнашивания [5,6]. Исследуемыми материалами являются в основном металлы и их сплавы. По эрозионному изнашиванию пластмасс опубликована только одна работа Брауера и Криегеля [2]. К сожалению, испытательная установка, применяемая ими, не дала возможности исследования ряда зависимостей (зависимость износа от скорости частиц, от температуры и т.д.).

Пластмассы в качестве конструкционного материала, работающего в условиях эрозионного износа, используют в настоящее время прежде всего при работе в корродирующей среде (оборудование химического производства, обогатительное оборудование) или в таких случаях, где недопустимо загрязнение транспортируемых или измельчаемых твердых частиц металлическими частями (фармацевтическое производство), а также в средствах автоматизации, где потребуются электроизоляционные свойства футеровки (расходомеры, плотномеры, уровнемеры и т.д.).

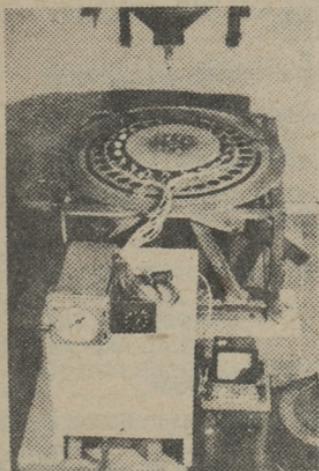
Движение твердых частиц в газах и жидкостях в зависимости от условий течения основательно исследовано многими авторами. С помощью этих данных можно сравнительно точно определить расчетным путем траектории и скорости транспортируемых твердых частиц. Зная зависимости интенсивности изнашивания различных материалов от режима воздействия твердых частиц, можно обоснованно выбрать конструкционный материал или придавать конструкции вид, при котором выбранный материал находится в наилучших условиях.

Поэтому для конкретных материалов представляет наибольший интерес выявление зависимостей интенсивности изнашивания от скорости, угла атаки и концентрации твердых частиц, а также от материала, величины и геометрии частиц. Для пластмасс очень важной характеристикой является еще температура. К сожалению, данные зависимости, особенно для пластмасс, очень мало изучены. Не опубликовано ни одной работы по исследованию зависимости эрозии пластмасс от температуры.

В настоящей работе приведен ряд названных зависимостей для некоторых пластмасс, применяемых в качестве конструкционного или футеровочного материала в условиях эрозионного износа.

2. Методика исследования

Для проведения данной серии опытов применялся центрифугальный ускоритель Таллинского политехнического института. Испытательная установка позволяет направить струю абразива, выходящего из вращающегося ротора, одновременно на 20 образцов из испытываемого материала, установленных кольцеобразно вокруг ротора. Точное описание установки дано И. Клейсом [8]. Размеры образцов 4 x 21 x 21 мм. В отличие от описания [8] применялись держатели образцов, позволяющие поворачивать образцы вокруг горизонтальной оси под 20...90° к струе абразива. Величина износа образцов определялась взвешиванием. Величиной, характеризующей износ, использовалась интенсивность изнашивания K , которая выражается в мм³ изношенного материала на 1 кг абразива, попадавшего на образец. Температура испытания регулировалась шестью нагревателями по 600 вт, равномерно расположенными в установке. Температура образцов измерялась термомпарами ХК, которые были введены в образцы на глубину 10 мм, на расстояние 1,5 мм от фронтальной поверхности. В ходе испытаний использовалось одновременно 12 термопар, из которых 10 были



Фиг. 1. Центрифугальный ускоритель со снятой крышкой

введены в образцы, 2 использовались для измерения температуры воздуха в установке (фиг. 1). Данная схема позволила плавно изменять температуру испытания в пределах 15...90°C.

Образцы до испытания держались в нагретой испытательной установке до стабилизации температуры. Во избежание ошибки от потери веса образцов при повышенной температуре уста-

навливали в установке защищенные от попадания абразива дополнительные образцы из того же материала, Потеря веса их учитывалась при определении величины износа испытуемых образцов.

В ходе испытаний использовались три скорости вращения ротора: 1220, 1790 и 3230 об/мин, которым соответствуют скорости вылета примененного абразива 29, 43 и 82 м/сек. Испытания для определения зависимости интенсивности изнашивания от величины угла атаки и температуры проводились при скорости абразивной струи 82 м/сек. В качестве абразива для всех испытаний использовался кварцевый песок Привольского карьера (нормальный песок для испытания цементов) зернистостью 0,5...0,8 мм, содержанием SiO_2 99,0%.

Для определения геометрии абразива зарисовывалось при помощи микроскопа и рисовального прибора 100 случайно выбранных зерен в одной проекции с увеличением 115 раз.

Характеристика абразива следующая:

Средняя длина зерна	a	1,00 мм,
Средняя ширина зерна	b	0,79 мм,
Среднее отношение	a/b	1,26,
Среднее число вершин зерна в одной проекции		3,8,
Средний радиус округления вершины зерна		0,14 мм,
Среднее число зерен в 1 г абразива		2655 шт.

3. Испытываемые пластмассы

Для испытаний были выбраны пластмассы, применяемые в качестве конструкционного или футеровочного материала в оборудовании химического и др. производств: полиэтилен, фторопласт, поливинилхлорид, эпоксидные композиции. Марки материала и методы изготовления образцов приведены в таблице I.

Т а б л и ц а I

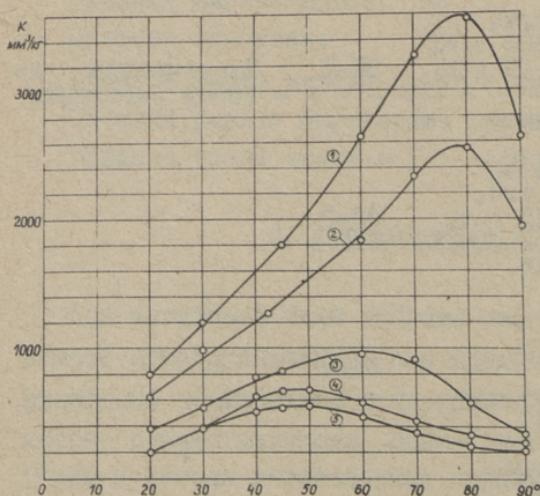
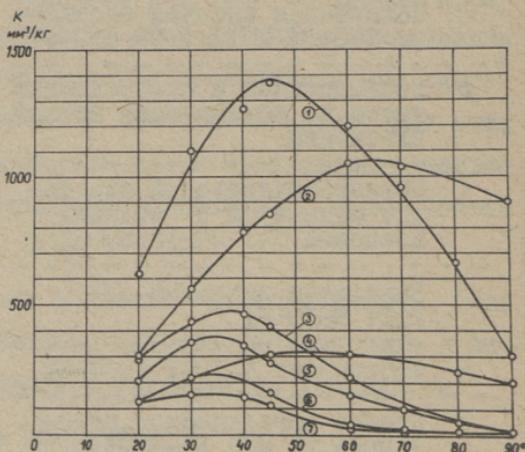
№ п.п.	Материал	Условное обозначение	Метод изготовления образцов
I	2	3	4
I	Полиэтилен низкой плотности П2020Т МРТУ 6-05-889-64	ПНП	Литье под давлением
2	Полиэтилен высокой плотности П4040Л МРТУ 6-05-890-64	ПВП	Литье под давлением
3	Вальцованные и прессованные листы из полиэтилена низкой плотности	ПЭ	Вырезывание из листа
4	Поливинилхлоридный пластикат рецептуры 57-40, вальцованный СТУ 30-12467-62	ПВХ	
5	Винипласт листовой ВН ГОСТ 9639-61	ВИН	
6	Фторопласт 4 ГОСТ 1007-62	Ф4	
7	Стекло органическое, подделочное ТУ МХП БУ-23-53	ПММ	
8	Эпоксидная композиция ЭД-5 - 100 в.ч. Дибутилфталат - 15 в.ч. Пылевидный кварц - 200 в.ч. Полиэтиленполиамин - 15 в.ч.	ЭП-1	Вырезывание из литой заготовки
9	Эпоксидная композиция ЭД-5 - 100 в.ч. Дибутилфталат - 15 в.ч. Пылевид. кварц - 150 в.ч. Полиэтиленполиамин - 15 в.ч.	ЭП-2	
10	Эпоксидная композиция ЭД-5 - 100 в.ч. ДЭГ-1 - 20 в.ч. Малеиновый ангидрид - 58 в.ч.	ЭП-4	
11	Эпоксидная композиция ЭД-5 - 100 в.ч. Дибутилфталат - 15 в.ч. Полиэтиленполиамин - 15 в.ч.	ЭП-3	
12	Эпоксидная композиция ЭД-5 - 100 в.ч. Малеиновый ангидрид - 58 в.ч.	ЭП-5	

4. Результаты испытаний

а. Зависимость интенсивности изнашивания от угла атаки

Влияние угла атаки на интенсивность изнашивания исследовалось по всем материалам, приведенным в таблице I. Испытания проводились при скорости абразивной струи 82 м/сек. Результаты испытаний приведены на фиг. 2 и 3.

Фиг. 2. Зависимость интенсивности изнашивания пластмасс от угла атаки 1-Ф4, 2-ПММ, 3-ПЭ, 4-ВИН, 5-ПВП, 6-ПВХ, 7-ПНП



Фиг. 3. Зависимость интенсивности изнашивания эпоксидных композиций от угла атаки 1-ЭП1, 2-ЭП2, 3-ЭП3, 4-ЭП4, 5-ЭП5

Как видно из фигур, зависимость выражается, аналогично другим материалам, кривой с одним максимумом. У более хруп-

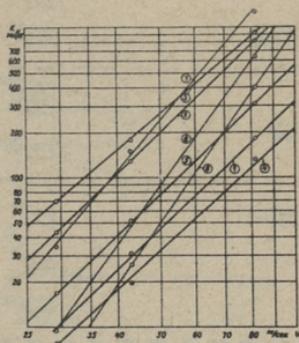
ких материалов угол атаки, соответствующий максимальной интенсивности износа, больше. Из фиг. 3 видно, что модифицирование эпоксидной смолы ЭД-5 алифатической эпоксидной смолой ДЭГ-I и введение пластификатора - дибутилфталата увеличивают интенсивность изнашивания. Введение порошкового наполнителя (кварцевой муки) еще больше увеличивает интенсивность изнашивания, а также увеличивается угол атаки, соответствующий максимальной интенсивности изнашивания.

б. Зависимость интенсивности изнашивания от скорости абразива

Испытания проводились с различными материалами при углах встречи 20° , 45° и 80° . Скорость абразивной струи изменялась в пределах 29...82 м/сек. Некоторые результаты испытания приведены на фиг. 4. Как видно из фигуры, зависимости

Фиг. 4. Зависимость интенсивности изнашивания пластмасс от скорости струи при различных углах встречи α :

1 - ПММ, $\alpha = 20^\circ$	2 - ПММ, $\alpha = 45^\circ$
3 - ПММ, $\alpha = 80^\circ$	4 - ВИН, $\alpha = 20^\circ$
5 - ВИН, $\alpha = 45^\circ$	6 - Ф4, $\alpha = 20^\circ$
7 - Ф4, $\alpha = 45^\circ$	8 - Ф4, $\alpha = 80^\circ$



представляют собой в логарифмических координатах прямые, которые можно описывать эмпирической формулой $K = aV^m$. Аналогичная зависимость получена уже заранее для сталей и других материалов [9, 10]. Величины эмпирических коэффициентов a и m для некоторых пластмасс приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2

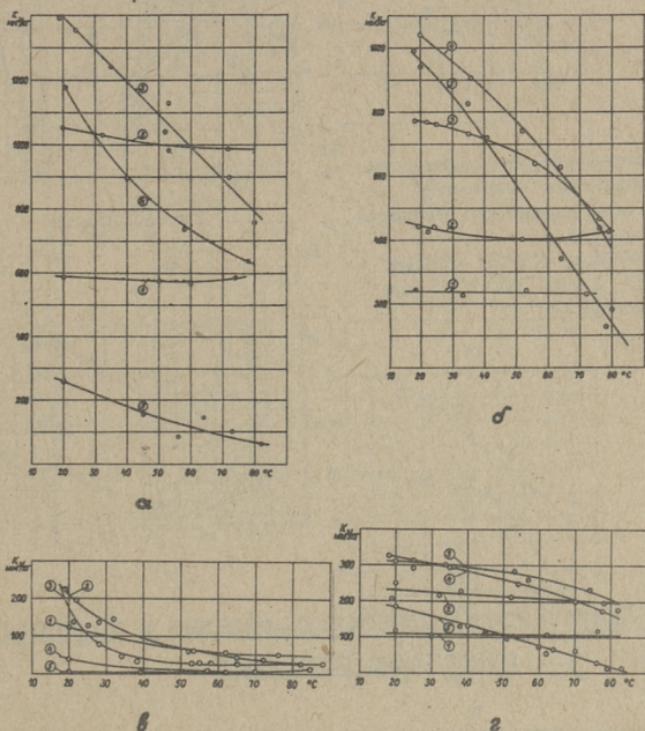
Величины коэффициентов m и a

Материал	Угол встречи	m	a
ПММ	20°	2,8	$8,5 \cdot 10^{-4}$
	45°	2,8	$2,9 \cdot 10^{-3}$
	80°	2,5	$1,5 \cdot 10^{-2}$
ВИН	20°	2,7	$9,1 \cdot 10^{-4}$
	45°	2,8	$1,2 \cdot 10^{-3}$
Ф-4	20°	4,1	$1,2 \cdot 10^{-5}$
	45°	3,5	$3,0 \cdot 10^{-4}$
	80°	4,2	$4,0 \cdot 10^{-6}$
ПВХ	20°	2,5	$2,3 \cdot 10^{-3}$
	45°	2,6	$2,8 \cdot 10^{-2}$
ПЭ	20°	3,0	$6,2 \cdot 10^{-4}$
	45°	2,9	$1,2 \cdot 10^{-3}$
ЭП-5	20°	2,5	$5,5 \cdot 10^{-3}$
	45°	2,6	$2,8 \cdot 10^{-2}$
	80°	2,9	$1,7 \cdot 10^{-3}$

в. Влияние температуры на интенсивность изнашивания

Испытания проводились четырьмя материалами: полиметилметакрилатом (ПММ), фторопластом 4 (Ф4), пластифицированным поливинилхлоридом (ПВХ) и непластифицированным поливинилхлоридом - винипластом (ВИН) при углах атаки 20°, 30°, 45°, 60° и 90°. Температура испытания изменялась в пределах 15... 85°C. Скорость абразивной струи была 82 м/сек. Результаты испытания приведены на фиг. 5 и 6. Из фигур видно, что при углах атаки 20° и 30° изменение температуры испытания

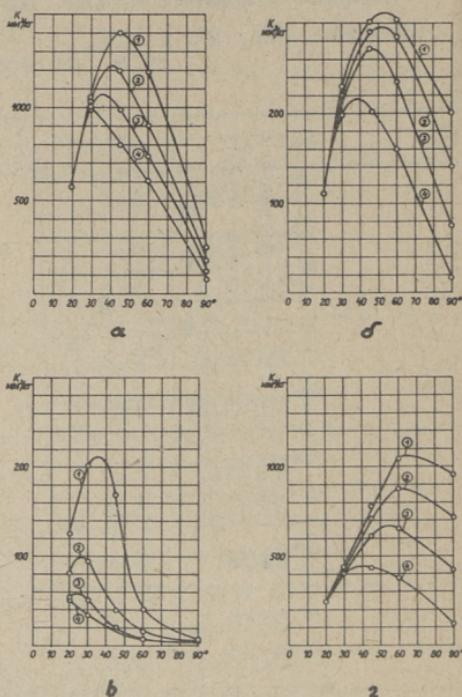
В данных пределах почти не влияет на интенсивность изнашивания ПММ, Ф4 и ВИН.



Фиг. 6. Зависимость интенсивности изнашивания пластмасс от температуры испытания при различных углах встречи:
 а - Ф4, б - ПММ, в - ПВХ, г - ВИН, 1 - $\alpha = 20^\circ$, 2 - $\alpha = 30^\circ$, 3 - $\alpha = 45^\circ$,
 4 - $\alpha = 60^\circ$, 5 - $\alpha = 90^\circ$.

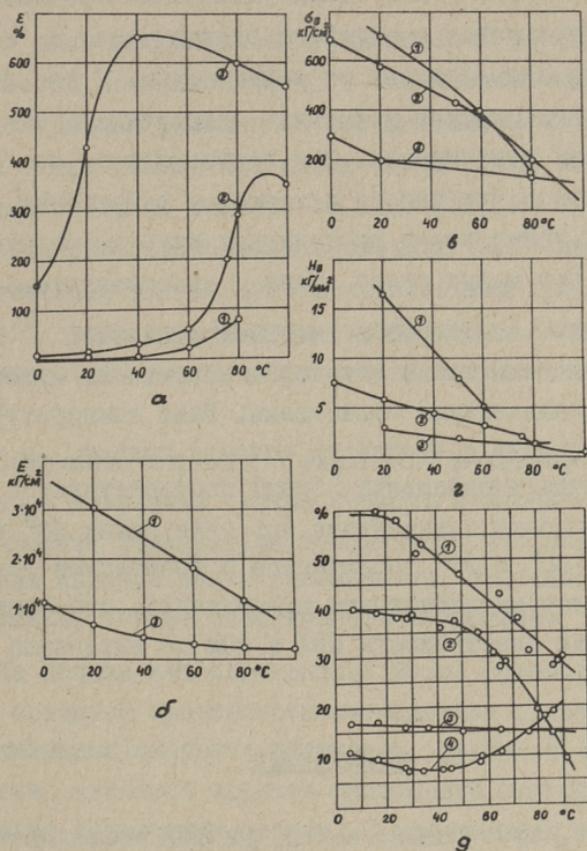
Интенсивность изнашивания ПВХ при угле атаки 30° с повышением температуры падает. При углах атаки $45^\circ, 60^\circ$ и 90° интенсивность изнашивания у ПММ, Ф4 и ВИН с повышением температуры сильно падает. У ПВХ интенсивность изнашивания падает в интервале температур $20 \dots 50^\circ\text{C}$ и остается далее почти неизменной; при угле атаки 90° в интервале температур $60^\circ - 80^\circ\text{C}$ даже несколько повышается. Из фигуры 6 видно, что угол встречи, соответствующий максимальной интенсивности изнашивания, у всех испытанных материалов с повышением температуры уменьшается.

Фиг. 6. Зависимость интенсивности изнашивания пластмасс от угла атаки при различных температурах испытания:
 а - Ф4, б - ПММ, в - ПВХ, г - ВИН,
 1 - при 20°C, 2 - при 40°C, 3 - при 60°C, 4 - при 80°C



5. Связь интенсивности изнашивания с механическими свойствами материала

Интенсивность изнашивания в абразивной струе, т.е. разрушение поверхности ударами абразивных частиц, определяется прежде всего более простыми механическими свойствами материала. С другой стороны, известно, что изменение температуры приводит к резким изменениям деформационных и прочностных свойств пластмасс. Это обстоятельство дает возможность исследовать влияние изменения механических свойств на износ пластмасс с изменением температуры испытания. На фиг. 7 представлены по литературным данным характеры изменения твердости, модуля эластичности, предела прочности при растяжении и относительного удлинения при разрыве пластмасс в зависимости от температуры, а также зависимость их эластичности по отскоку (определенная на приборе EPGi) от температуры.



Фиг. 7. Зависимость механических свойств пластмасс от температуры испытания:

а- относительного удлинения при разрыве ϵ , б- модуля эластичности E в-предела прочности при разрыве $\sigma_{\text{в}}$, г- твердости по Бринелю $H_{\text{в}}$, д- эластичности по отскоку, определенной на приборе ЕРС. 1-ПММ, 2-ВИН, 3-ФН, 4-ПВХ

Сопоставление кривых изменения интенсивности износа в зависимости от температуры с кривыми изменения механических свойств показывает, что эрозионный износ пластмасс зависит от всего комплекса механических свойств. С повышением температуры, с одной стороны, падают прочность и твердость пластмасс, с другой стороны, повышается эластичность.

Ход кривых для кристаллических (Ф-4) и застеклованных аморфных полимеров (ВИН, ПММ) можно объяснить следующим

образом: при малых углах атаки уменьшение прочности и твердости компенсируется повышением эластичности и интенсивность износа мало зависит от температуры. С увеличением угла атаки увеличивается и влияние эластичности материала на интенсивность изнашивания. Это подтверждает, что с изменением угла атаки изменяется и характер разрушения, т.е. что при больших углах атаки превалирует хрупкое разрушение поверхности, при малых углах атаки — микрорезание.

У аморфных полимеров в высокоэластическом состоянии (ПВХ) наблюдается также некоторая корреляция интенсивности износа с механическими свойствами. Выше температуры стеклования твердость и прочность сначала падают, а дальше остаются почти неизменными. Этому соответствует и ход кривых интенсивности изнашивания при угле атаки 20° и 45° . При угле атаки 60° и 90° наблюдается с повышением температуры некоторый рост интенсивности изнашивания, что соответствует уменьшению эластичности ПВХ в том же интервале температур.

6. Заключение

Испытания, проведенные в ходе данной исследовательской работы, приводят к следующим выводам:

1. Зависимость интенсивности изнашивания пластмасс от угла атаки выражается аналогично металлам кривой с одним максимумом. С увеличением эластичности (с повышением температуры) материала максимум кривой передвигается к меньшим углам атаки.

2. Модифицирование эпоксидной смолы ЭД-5 алифатической эпоксидной смолой ДЭГ-1, пластифицирование дибутилфталатом и введение порошкообразного наполнителя (кварцевой муки) приводит к увеличению износа, а также к увеличению угла атаки, соответствующего максимальной интенсивности изнашивания.

3. Зависимость интенсивности изнашивания от скорости струи абразива выражается аналогично другим материалам эм-

пирической зависимостью $k = av^m$.

4. У застеклованных аморфных полимеров (ПММ, ВИН) и кристаллических полимеров (Ф-4) с повышением температуры наблюдается резкое уменьшение интенсивности изнашивания при больших углах атаки. При малых углах атаки интенсивность изнашивания почти не зависит от температуры. У аморфных полимеров в высокоэластическом состоянии (ПВХ) наблюдается резкое уменьшение интенсивности изнашивания при углах атаки $30^{\circ} \dots 45^{\circ}$ выше температуры стеклования. Дальнейшее повышение температуры почти не влияет на интенсивность изнашивания.

5. Сравнение характера изменения механических свойств с характером изменения интенсивности изнашивания пластмасс при повышении температуры показывает, что основную роль при изменении интенсивности изнашивания, особенно при больших углах атаки, играет эластичность материала.

6. На основе вышеизложенного можно предположить, что основной причиной эрозионного изнашивания кристаллических и застеклованных аморфных полимеров, особенно при больших углах атаки, является хрупкое разрушение поверхности материала ударами абразивных частиц. С увеличением эластичности (с повышением температуры) доля хрупкого разрушения в процессе изнашивания уменьшается и соответственно увеличивается доля микрорезания и усталостного разрушения поверхности. Этим объясняется и уменьшение с повышением температуры угла атаки, соответствующего максимальной интенсивности изнашивания.

Л и т е р а т у р а

1. W. Altpeter. Stahl und Eisen, 81, 1961, 1006/14.
2. Н. Brauer, E. Krieger. Chemie-Ingenieur-Technik, 1963, 35, Nr. 10.
3. E. Maier. Ingenieur-Archiv, В. XXI 1953 Н. 5-6.
4. С.П.Козырев. Гидроабразивный износ металлов при кавитации. 1964.

5. I. Finnie. Wear, 3, 1960, 87-103.
6. J.G. Bitter. Wear, 6, 1963, 5-21.
7. K. Wellinger, H. Uetz. VDI Forschungsheft Ausg. B 21 (449), 1955.
8. И.Клейс. Труды ТПИ, серия А, № 152, 1958.
9. И.Клейс. Труды ТПИ, серия А, № 168, 1959.
10. Х.Леликсон, И.Клейс. Труды ТПИ, серия А, №192, 1962.

УДК 620.178.167

И.Р. Клейс

О ВОЗМОЖНОСТЯХ СОЗДАНИЯ МЕТОДИКИ РАСЧЕТА
ДЕТАЛЕЙ НА УДАРНЫЙ ИЗНОС

В настоящее время существует целый ряд машин и установок, детали которых подвергаются сильному ударному износу (износу в абразивной струе). В первую очередь к ним относятся детали машин, применяемые для твердого измельчения материалов (струйные мельницы, роторные мельницы, дезинтеграторы), а также корпуса циклонов и классификаторов и детали трубопроводов пневмотранспорта. Несмотря на то, что рациональное проектирование этих установок имеет огромное народнохозяйственное значение, до сих пор нет общей методики для расчета деталей на ударный износ. Правда, для узкой группы деталей энергетических установок (экономайзерные трубы котлов, лопасти газотурбин) расчетные методики имеются [1], однако их нельзя использовать для расчета других машин. В связи с этим конструкторы лишены возможности хотя бы приблизительно предвидеть долговечность проектируемых ими деталей. Очень мало имеется также данных об износостойкости материалов в абразивной струе, и рациональность выбранного конструктором материала часто выясняется лишь в процессе эксплуатации машины. Эти недостатки могут быть устранены созданием соответствующей расчетной методики, базирующейся на экспериментальном определении износостойкости материалов. Ниже автором высказаны свои предложения в связи с созданием такой методики.

I. О принципах создания методики

При расчете деталей машин на прочность и долговечность можно встретиться с расчетными формулами, созданными двумя путями:

1. формулы, выведенные теоретически, исходя из ранее известных закономерностей, и, как правило, дополненные некоторыми эмпирическими коэффициентами;

2. формулы, описывающие экспериментальные кривые, полученные испытаниями на данный вид повреждения материалов.

По первому пути ряд авторов уже создал формулы для расчета на ударный износ. Из них К.В. Олесевич [1] использует для создания своей формулы опытные данные Е.Н. Маслова, полученные при исследовании процесса шлифования. И.К. Лебедев [2] исходит из формулы резания В.Д. Кузнецова, а В.Н. Братчиков [3] — из формул А. Челюсткина и Е. Мейера. Элементарным процессом резания (в случае пластичных материалов) рассматривает процесс изнашивания также И. Финни [4] при выводе своей формулы. С.П. Козырев [5] считает износ равным тому количеству материала, который выдавливается из ударной лунки, рассчитывая объем лунки с помощью формулы Е. Мейера.

К сожалению, все формулы упомянутых авторов не дают совпадающих с экспериментами результатов даже в случае пластичных материалов, для которых они созданы, не говоря уже о более хрупких (термообработанные стали, чугуны, твердые сплавы). Несовпадение по нашему мнению связано главным образом с тем, что все эти формулы учитывают только тот объем материала, который удаляется резанием (пластическим вытеснением). Кроме резания в поверхностных слоях безусловно идут также усталостные процессы [6, 7], роль которых формулы не учитывают. Кроме того, скорости деформации в данном случае могут быть гораздо больше тех, при которых получены исходные формулы, а механические свойства и поведение материалов, как известно, очень сильно зависят от скорости деформации.

Поэтому нам кажется, что быстрее и точнее можно достичь цели по второму пути, используя для создания расчетной методики опытные данные, полученные испытаниями непосредственно на ударный износ.

Подтвержденной опытами многих авторов является степенная зависимость между интенсивностью ударного изнашивания и скоростью абразивного потока

$$K = \alpha v^m, \quad (1)$$

где K — интенсивность изнашивания,
 α — коэффициент, зависящий от свойств материала, абразива и угла атаки струи,
 v — скорость абразивного потока,
 m — показатель степени.

Зависимость (1) можно рассматривать как основное уравнение ударного изнашивания, и она может быть основой для расчетной методики.

2. Предлагаемые параметры и расчетные формулы

При конструировании возникает обыкновенно два вопроса: из какого материала и с какой толщиной при заданном сроке службы следует изготовить деталь (или каким будет срок службы детали при заданной толщине). Как показывают опыты многих исследователей, нельзя стандартными механическими характеристиками (E , H_v , σ_T , σ_B , α_H и др.) точно охарактеризовать ударную износостойкость многофазных технических сплавов. Объясняется это, по-видимому, тем, что эти характеристики меняются по-разному в зависимости от скорости нагружения. Поэтому единственной характеристикой, по которой можно ориентироваться при выборе материала, является ее ударная износостойкость. Объемную износостойкость ξ можно выразить так;

$$\xi = \frac{K_3}{K}, \quad (2)$$

где K_3 — объемная интенсивность изнашивания эталонного материала ($\text{мм}^3/\text{кг}$) и

K - объемная интенсивность изнашивания данного материала ($\text{мм}^3/\text{кг}$).

При весовом методе определения износа износостойкость выражается как

$$\xi = \frac{G_3 \gamma}{G \gamma_3},$$

где G_3 и G - потери веса эталонного и исследуемого образца при одновременном испытании их,
 γ_3 и γ - плотности эталонного и исследуемого материалов.

Эталонным материалом у большинства исследователей служила малоуглеродистая конструкционная сталь (Ст.3).

Связать износостойкости, полученные при разных скоростях, можно следующим образом.

При скорости V_0 интенсивности изнашивания выражаются как

$$K = \alpha V_0^m \quad (\text{у данного материала}) \text{ и}$$

$$K_3 = \alpha_3 V_0^{m_3} \quad (\text{у эталонного материала}).$$

Износостойкость при скорости V_0 равняется

$$\xi_0 = \frac{\alpha_3 V_0^{m_3}}{\alpha V_0^m} = \frac{\alpha_3}{\alpha} V_0^{m_3 - m}.$$

Соответственно износостойкость при скорости V выражается

$$\xi = \frac{\alpha_3}{\alpha} V^{m_3 - m}, \quad (3)$$

$$\frac{\xi}{\xi_0} = \frac{V^{m_3 - m}}{V_0^{m_3 - m}} \quad \text{и}$$

$$\xi = \xi_0 \left(\frac{V}{V_0} \right)^{m_3 - m}. \quad (4)$$

Для выражения срока службы детали применяем следующие обозначения:

T - срок службы детали, в часах,

M - количество абразивного материала, в кг, попадающего за час на данную деталь,

- δ - толщина детали (в некоторых случаях толщина покрытия), в мм,
 F - площадь изнашивающейся поверхности, в мм²,
 ψ - коэффициент концентрации струи, показывающий во сколько раз плотность абразивной струи в опасном месте превосходит среднюю плотность струи,
 ε - износостойкость материала при данной скорости струи,
 K_3 - интенсивность изнашивания эталонного материала при данной скорости и угле атаки и с данным абразивным материалом, в мм³/кг.

$$T = \frac{\delta F}{\psi K M} = \frac{\delta \varepsilon F}{\psi K_3 M} \quad (5)$$

или

$$T = \frac{\delta \varepsilon F}{\psi M a_3 v^{m_3}} \quad (6)$$

Для проектного расчета формулу можно преобразовать к виду

$$\delta = \frac{\psi M T a_3 v^{m_3}}{\varepsilon F} \quad (7)$$

Из формулы (6) видно, что срок службы детали зависит от целого ряда параметров, от точности определения которых зависит также точность ответа. Из них F , δ и M определяются довольно просто (F и δ - конструктивно, M - по производительности). Параметры a_3 , m_3 и ε можно определить на специальных лабораторных установках и привести как справочный материал. Самые большие трудности представляют v , ψ и угол атаки струи α , от которого зависит коэффициент a_3 . Дело в том, что в реальных машинах эти параметры зависят также от аэродинамических факторов (исключением являются размольные установки с вакуумом). Поэтому выявлению этих факторов надо в дальнейшем уделить должное внимание, применяя как теоретические расчеты, так и моделирование.

3. Предлагаемые лабораторные методы для определения параметров изнашивания

Анализ существующих методов испытания материалов на ударный износ проведен автором уже в ранее опубликованной статье [8]. Из этого анализа выяснилось, что самой подходящей для

определения износостойкости ε является испытательная машина центробежного типа, которая позволяет испытывать в одинаковых условиях большое количество образцов. Такую установку можно рекомендовать для стандартных испытаний на износостойкость.

Для точного определения коэффициентов a и m хорошо подходит вакуумная машина с вращающимися образцами.

4. Примеры использования предлагаемой методики

Хотя до сих пор имеется очень мало достоверных данных о параметрах ударного изнашивания, попытаемся ниже несколькими примерами иллюстрировать возможности предлагаемой расчетной методики. За основу принимаем данные, полученные автором на центробежной машине с кварцевым песком (табл. I).

Пример I.

Требуется определить срок службы стенки циклона, работающего на кварцевой пыли, при следующих исходных данных: производительность циклона - 1 т/час, поперечное сечение входной трубы - 200 x 200 мм, максимальная скорость входа струи - 25 м/сек, толщина стенки циклона - 6 мм, материал стенки - Ст.3.

Т а б л и ц а I

Параметры a и m для некоторых материалов при изнашивании в струе кварцевого песка

Материал	N_v кг/мм ²	α°	a	m	Диапазон скоростей в опытах, м/сек
Ст. 3	130	20	$2,1 \cdot 10^{-3}$	2,3	25 до 90
		45	$2,1 \cdot 10^{-3}$	2,3	
		90	$1,1 \cdot 10^{-3}$	2,3	
Сталь 45 (закал.)	720	20	$4,2 \cdot 10^{-4}$	2,5	25 до 90
		45	$6,6 \cdot 10^{-4}$	2,5	
		90	$7,5 \cdot 10^{-4}$	2,5	
Белый доэвтек- тический чугун	505	20	$1,2 \cdot 10^{-4}$	2,8	25 до 90
		45	$2,0 \cdot 10^{-4}$	2,8	
		90	$2,0 \cdot 10^{-4}$	2,8	
Твердый сплав ВК8	1400	45	$3,0 \cdot 10^{-4}$	2,1	30 до 80
		90	$3,9 \cdot 10^{-4}$	2,0	

Принимая величину угла атаки струи $\alpha = 20^\circ$ и коэффициент концентрации струи ψ ориентировочно 2, по формуле (6) получим

$$T = \frac{\delta \xi F}{\psi M a_3 v^{m_3}} = \frac{6 \cdot 1 \cdot 200 \cdot 200}{2 \cdot 1000 \cdot 2,1 \cdot 10^{-3} \cdot 25^{2,3}} = 35 \text{ часов.}$$

Рассчитаем, во сколько раз увеличивается срок службы, если перед входом установить экран из белого чугуна толщиной 10 мм. Увеличение срока службы ξ можно по формулам (5) и (3) выразить так:

$$\xi = \frac{T_x}{T} = \frac{\delta_x a_3}{\delta a} v^{m_3 - m} = \frac{10 \cdot 2,1 \cdot 10^{-3}}{6 \cdot 1,2 \cdot 10^{-4}} 25^{2,3 - 2,8} =$$

$$= 5,8 \text{ раз, т.е. } T_x = 35 \cdot 5,8 \approx 200 \text{ часов.}$$

Здесь T_x и δ_x - срок службы и толщина экрана из белого чугуна.

П р и м е р 2.

Конструктора интересует, во сколько раз повышается срок службы колена трубопровода пневмотранспортной установки, если армировать его внутреннюю поверхность твердосплавными пластинками из ВК8. Материал колена - Ст.3, транспортируемый материал - формовочный (кварцевый) песок, средняя скорость материала - 30 м/сек.

Приняв средний угол атаки α между струей и внутренней поверхностью колена равным 45° , по формуле (3) получим

$$\xi = \frac{a_3}{a} v^{m_3 - m} = \frac{2,1 \cdot 10^{-3}}{3,0 \cdot 10^{-4}} 30^{2,3 - 2,1} \approx 14,$$

т.е. срок службы повышается примерно в 14 раз.

П р и м е р 3.

Допустим, что при замене мягкой стали износостойким сплавом типа белого чугуна достигнуто повышение срока службы детали, работающей при ударном износе в струе песка, в 2,5 раза. Скорость потока - 25 м/сек. Может ли этот сплав быть полезным в аналогичной машине, где скорость струи песка больше (допустим 80 м/сек)?

По формуле (4)

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \left(\frac{v}{v_0} \right)^{m_3 - m} = 2,5 \left(\frac{80}{25} \right)^{2,3 - 2,8} \approx 1,4.$$

Следовательно, при большой скорости удара этот чугун малоэффективен.

Этот пример показывает также, насколько можно ошибиться, если считать у всех металлов износ пропорциональным кинетической энергии струи (т.е. $m = 2$); в этом случае износостойкость сплава равнялась бы 2,5 также и при скорости 80 м/сек.

5. Ближайшие перспективы внедрения методики расчета на ударный износ

Так как вся предлагаемая расчетная методика основывается на экспериментальных данных, внедрение методики возможно лишь после проведения большого количества экспериментов. Чтобы не тратить лишних материальных средств и времени, эксперименты следует провести планомерно в два этапа.

Наши опыты показывают, что большое влияние на износостойкость материалов оказывает соотношение твердостей абразивного зерна H_a и материала H_M , а также форма абразивных частиц. Что касается свойств материалов, то при $H_a \leq H_M$ большую роль играет структура материала. С другой стороны, стали и чугуны с разными химическими составами, но с одинаковой структурой по износостойкости мало отличаются друг от друга. Учитывая это, на первом этапе внедрения целесообразно определить износостойкость только у некоторых технических сплавов (стали и чугуны с типичными структурами, типичные наплавочные материалы и твердый сплав типа ВК). Абразивные материалы в первом этапе можно различать только по твердости (по шкале Мооса) и по форме частиц (круглые и острогранные). На втором этапе, помимо номенклатуры испытываемых материалов и абразивов, необходимо

найти количественный показатель для учета формы абразивных частиц, а также методы и коэффициенты для учета влияния концентрации абразивной струи на износ.

Внедрение предлагаемой методики может принести пользу инженерно-техническим работникам, проектирующим и эксплуатирующим машины, работающие на ударный износ.

Л и т е р а т у р а

1. К.В. Олесевич. Износ элементов газовых турбин при работе на твердом топливе. Машгиз, 1959.
2. И.К. Лебедев. Золовой износ в котельных установках и борьба с ним. "Электрические станции", №11, 1958.
3. В.Н. Братчиков. К вопросу о золовом износе трубчатых поверхностей нагрева котлоагрегатов. "Изв. ВУЗ-ов Энергетика", №5, 1958.
4. I. Finnie. Erosion of surfaces by solid particles. "Wear", Nr.2, 1960.
5. С.П. Козырев. Гидроабразивный износ металлов при кавитации. Машиностроение, 1964.
6. И. Клейс. Об изнашивании металлов в абразивной струе. Труды ТПИ, серия А, № 168, 1959.
7. M. Gediktas. Stoßverschleißprüfung. Dissertation. Stuttgart, 1961.
8. И. Клейс. Анализ схем установок для испытания материалов на ударный износ. Труды ТПИ, серия А, №219, 1965.

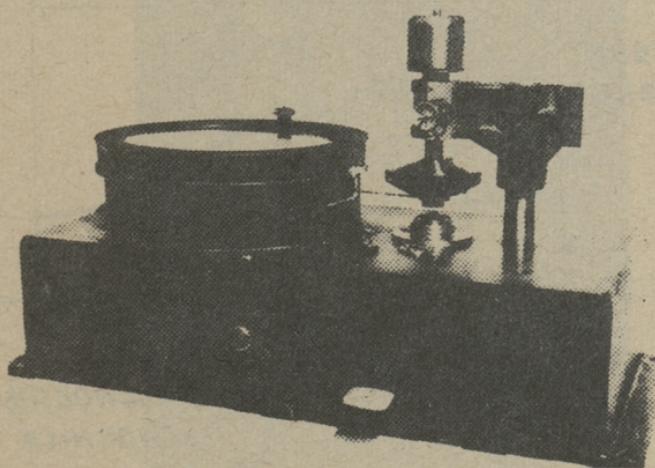
УДК 620.178.162.4

Л.Э. Вальдма

ЛАБОРАТОРНЫЕ ИСПЫТАНИЯ МЕТАЛЛОВ
НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПРИ ТРЕНИИ С АБРАЗИВНОЙ ПРОСЛОЙКОЙ

I. Испытательная установка

Для моделирования процесса абразивного изнашивания автором сконструирована специальная машина K2-AV [1], см. фиг.1. Принцип работы машины основан на трении двух кольцевых плоскостей, между которыми предварительно нанесена смесь абразива с маслом.



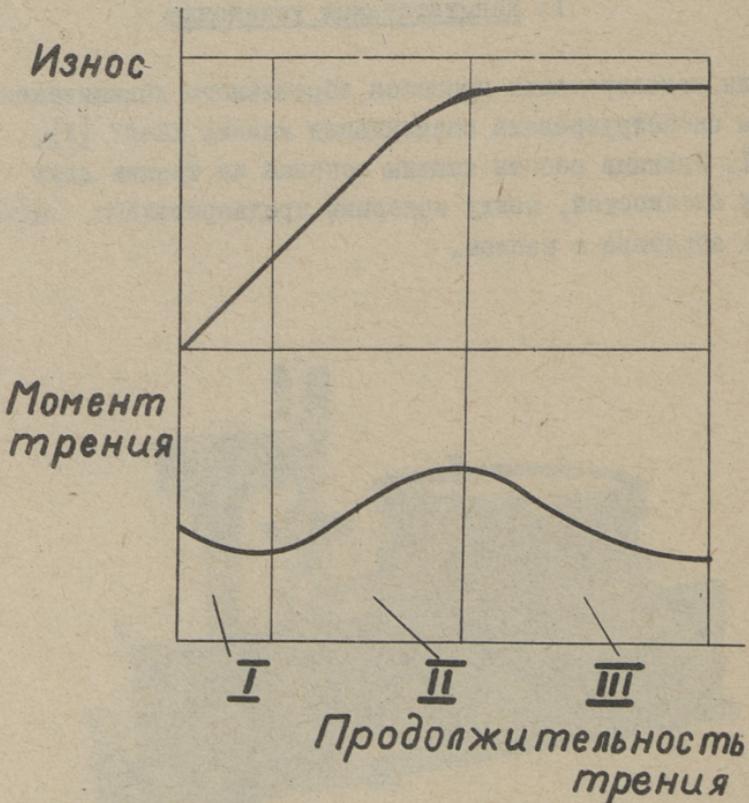
Фиг.1. Испытательная машина K2-AV

2. Методика испытания

Машина К2-АУ позволяет фиксировать для каждой пары материалов две характеристики износа:

- 1) диаграмму износа (изношенная масса, в зависимости от времени, определяется периодическим взвешиванием);
- 2) диаграмму трения (кривая момента трения вычерчивается самопишущим прибором в виде круговой диаграммы).

Подробное описание методики приведено в работе [2]. Общий вид полученных диаграмм для всех пар материалов одинаков и представлен в перпендикулярных координатах на фиг.2.



Фиг. 2. Характеристика процесса износа металлов с абразивной прослойкой

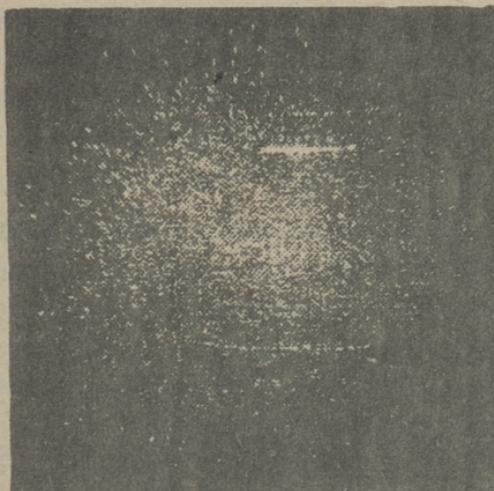
3. Условия испытания

Нормальная сила на поверхностях трения 10,6 кГ (104 н); размеры поверхностей трения образцов ϕ 30/15 мм; удельное давление 2 кГ/см² (0,2 Мн/м²); средняя скорость относительного скольжения поверхностей трения 2,8 м/мин (0,0466 м/сек); абразивная смесь состоит из двух частей масла СУ и одной части электрокорунда зернистостью I80.

4. Результаты испытания

I) На фиг. 3 показаны три качественно отличающихся между собой периода процесса:

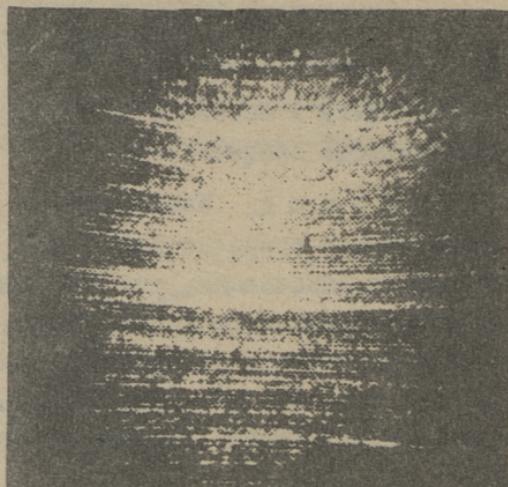
И п е р и о д. Интенсивность изнашивания постоянна (возрастающая прямолинейная часть кривой). Микроскопические наблюдения показывают, что поверхность трения покрыта пластически вдавленными углублениями, возникающими главным образом в результате обкатывания (кантования) абразивных зерен (см. фиг. 3). Продукты изнашивания представляют собой мелкие металлические частицы и разрушенные абразивные зерна.



Фиг. 3. Поверхность трения в первом периоде изнашивания (следы обкатки зерен)

При этом момент трения непрерывно уменьшается в результате упорядочения абразивных зерен между поверхностями.

П е р и о д. Под действием нормальных сил продукты изнашивания уплотняются и образуют конгломераты. На поверхностях трения появляются многочисленные поцарапанные окружности (см. фиг. 4), обусловленные в конгломератах фиксированными абразивными зернами.

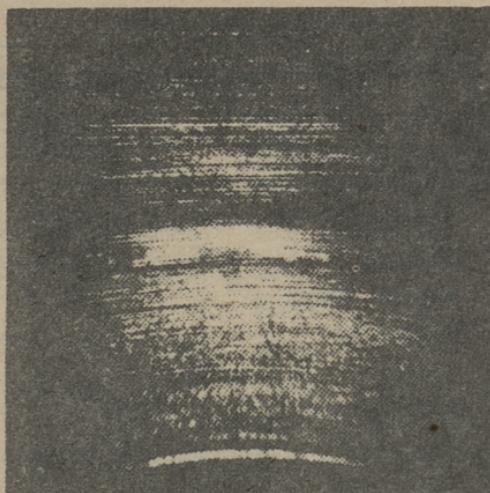


Фиг. 4. Поверхность трения во втором периоде изнашивания (нацарапанные окружности)

По мере накопления продуктов изнашивания и разрушения абразивных зерен интенсивность изнашивания будет уменьшаться, а момент трения постепенно увеличивается за счет дополнительного трения между конгломератами и поверхностями образцов.

Ш п е р и о д. После наполнения объема между абразивными зернами металлическими продуктами, абразивное изнашивание прекращается. После прекращения абразивного изнашивания конгломераты намазываются на поверхностях трения, куда они частично прилипают (фиг. 5). Контактные напряжения на поверхностях трения при этом уменьшаются. Масляная пленка обычно восстанавливается и момент трения уменьшается. При больших нормальных силах и скоростях масляная пленка не восстанавливается, момент трения не падает и в определенных условиях поверхности трения могут заедаться.

Фиг. 5. Поверхность трения
в третьем периоде
изнашивания (наличие про-
дукты износа)



2) В процессе испытаний были зафиксированы кривые износа и момента трения для ряда металлов и сплавов.

Износостойкость материалов K определялась в I и III периоде процесса. Для I периода износостойкость:

$$K = \frac{V_e}{V_{10}},$$

где V_e - среднеарифметическое значение объема изношенной массы эталонного материала (Ст. 45) из 10 опытов за 10 оборотов образца;

V_{10} - среднеарифметическое значение объема изношенной массы испытуемого материала из 10 опытов за 10 оборотов образца.

Для III периода износостойкость:

$$K' = \frac{V_e}{V_{\max}},$$

где V_{\max} - среднеарифметическое значение объема изношенной массы испытуемого материала из 10 опытов в начале III периода изнашивания.

Характеристики испытанных материалов и результаты испытаний приведены в табл. 1 и 2.

Т а б л и ц а I

№ п.п.	Материал	Термическая обработка	Твердость Нв, кг/мм ²	Плотность, г/см ³
I	2	3	4	5
1	Алюминий	-	23	2,6
2	Латунь	-	115	8,3
3	Серый чугун	-	130	7,1
4	Сталь 20	-	144	7,7
5	Сталь 20	нц.	155	
6	Сталь 20	нц.+з.850° м.+о.300°	319	
7	Сталь 20	нц.+з.850° м.+о.100°	441	
8	Сталь 45	-	165	7,6
9	Сталь 45	з.900° м.+о.500°	245	
10	Сталь 45	з.850° м.+о.400°	360	
11	Сталь 45	з.850° м.+о.350°	402	
12	Сталь 45	з.850° м.+о.300°	465	
13	Сталь 45	з.850° м.+о.200°	467	
14	Сталь 45	з.850° м.+о.100°	519	
15	Сталь 50	-	183	7,5
16	Сталь 50	з.850° м+ о.400°	340	
17	Сталь 50	з.850° м.+о.300°	435	
18	Сталь 50	з.850° м.+о.200°	531	
19	Сталь 20Х	-	189	7,7
20	Сталь У8А	-	195	7,7
21	Сталь У8А	з.850° м.+о.500°	372	
22	Сталь У8А	з.850° м.+о.200°	615	
23	Сталь 40Х	-	201	7,5
24	Сталь 40Х	з.900° м.+о.500°	278	
25	Сталь 40Х	з.850° м.+о.300°	478	
26	Сталь 40Х	з.850° м.+о.200°	509	
27	Сталь 40Х	з.850° м.+о.150°	533	
28	Сталь 40Х	з.850° м.+о.100°	539	
29	Сталь IX18H9T	-	212	7,9
30	Сталь 45	нц.	213	
31	Сталь 45	нц.+з.850° м.+о.500°	412	
32	Сталь 45	нц.+з.850° м.+о.200°	590	

Продолжение таблицы I

I	2	3	4	5
33	Сталь I2XН3А	-	217	7,4
34	Сталь 20X	нц.	222	
35	Сталь 20X	нц.+з.850 ⁰ м.+о.300 ⁰	416	
36	Сталь 20X	нц.+з.850 ⁰ м.+о.100 ⁰	539	
37	Сталь 40X	нц.	236	
38	Сталь 40X	нц.+з.850 ⁰ м.+о.500 ⁰	446	
39	Сталь 40X	нц.+з.850 ⁰ м.+о.200 ⁰	615	
40	Сталь I2XН3А	нц.	261	
41	Сталь I2XН3А	нц.+з.850 ⁰ м.+о.500 ⁰	383	
42	Сталь I2XН3А	нц.+з.850 ⁰ м.+о.300 ⁰	440	
43	Сталь I2XН3А	нц.+з.850 ⁰ м.+о.100 ⁰	584	
44	Сталь I8XГТ	нц.+з.850 ⁰ м.+о.300 ⁰	484	
45	Сталь I8XГТ	нц.+з.850 ⁰ м.+о.250 ⁰	546	

Обозначения в таблице:

- нц - нитроцементация,
- з - закалка,
- м - в масле,
- о - отпуск в воздухе.

5. Графическое изображение результатов испытаний

1) Полученные в I периоде процесса изнашивания износостойкости материалов К в зависимости от твердости и структуры графически изображены на фиг. 6. Из графиков видно, что

а) при стабильных структурах износостойкость выражается прямолинейной зависимостью

$$K_0 = \alpha H_0,$$

где α - постоянная, зависящая от материала эталона,

H_0 - макротвердость испытываемого материала по Бринеллю.

Если износостойкость эталона $K_0 = \alpha H_0 = 1$, то износостойкость испытываемого материала будет

Т а б л и ц а 2

№ П.П.	V_{10}	$V_{\text{макс}}$	Износостойкость		Кoeffи- циент трения μ	Приме- чания
	мм ³	мм ³	$K = \frac{V_e}{V_{10}}$	$K' = \frac{V_e}{V_{\text{макс}}}$		
	Износ двух об- разцов					
1	2	3	4	5	6	7
1	3,88	21,4	0,099	0,18	0,331	
2	0,631	10,4	0,61	0,37	0,232	
3	0,493	4,52	0,78	0,85	0,205	
4	0,447	4,52	0,86	0,85	0,202	
5	0,427	4,21	0,90	0,91	0,200	
6	0,344	3,05	1,12	1,26	0,193	
7	0,326	2,50	1,18	1,54	0,187	
8	0,384	3,84	1,00	1,00	0,198	
9	0,350	3,18	1,10	1,21	0,192	
10	0,291	2,48	1,32	1,55	0,185	
11	0,283	2,32	1,36	1,66	0,182	
12	0,260	2,04	1,48	1,88	0,180	
13	0,260	2,04	1,48	1,88	0,180	
14	0,253	1,87	1,52	2,05	0,177	
15	0,356	3,43	1,08	1,12	0,192	
16	0,285	2,48	1,35	1,155	0,183	
17	0,256	2,06	1,50	1,86	0,178	
18	0,228	1,79	1,69	2,14	0,172	
19	0,337	3,26	1,14	1,18	0,185	
20	0,328	3,26	1,17	1,18	0,187	
21	0,254	2,20	1,53	1,75	0,178	
22	0,194	1,52	1,98	2,53	0,164	
23	0,318	3,18	1,21	1,21	0,180	
24	0,279	2,54	1,38	1,52	0,176	
25	0,202	1,73	1,90	2,22	0,155	
26	0,192	1,59	2,00	2,42	0,154	
27	0,186	1,54	2,06	2,50	0,152	
28	0,188	1,47	2,04	2,62	0,151	
29	0,310	2,96	1,24	1,30	0,175	
30	0,308	2,94	1,25	1,31	0,172	

Продолжение таблицы 2

I	2	3	4	5	6	7
31	0,210	1,75	1,83	2,20	0,162	
32	0,169	1,29	2,28	2,97	0,155	
33	0,296	2,82	1,30	1,36	0,170	
34	0,294	2,80	1,31	1,87	0,166	
35	0,201	1,65	1,91	2,32	0,158	
36	0,170	1,28	2,26	3,00	0,152	
37	0,276	2,71	1,39	1,42	0,164	
38	0,183	1,49	2,10	2,58	0,155	
39	0,145	1,09	2,65	3,52	0,144	
40	0,253	2,38	1,52	1,61	0,158	
41	0,189	1,64	2,04	2,34	0,151	
42	0,171	1,44	2,25	2,66	0,150	
43	0,135	1,08	2,84	3,54	0,143	
44	0,155	1,33	2,49	2,88	0,146	
45	0,147	1,15	2,61	3,32	0,143	

П р и м е ч а н и е. Порядковые номера соответствуют таблице 1.

$$K_0 = \frac{H_0}{H_e},$$

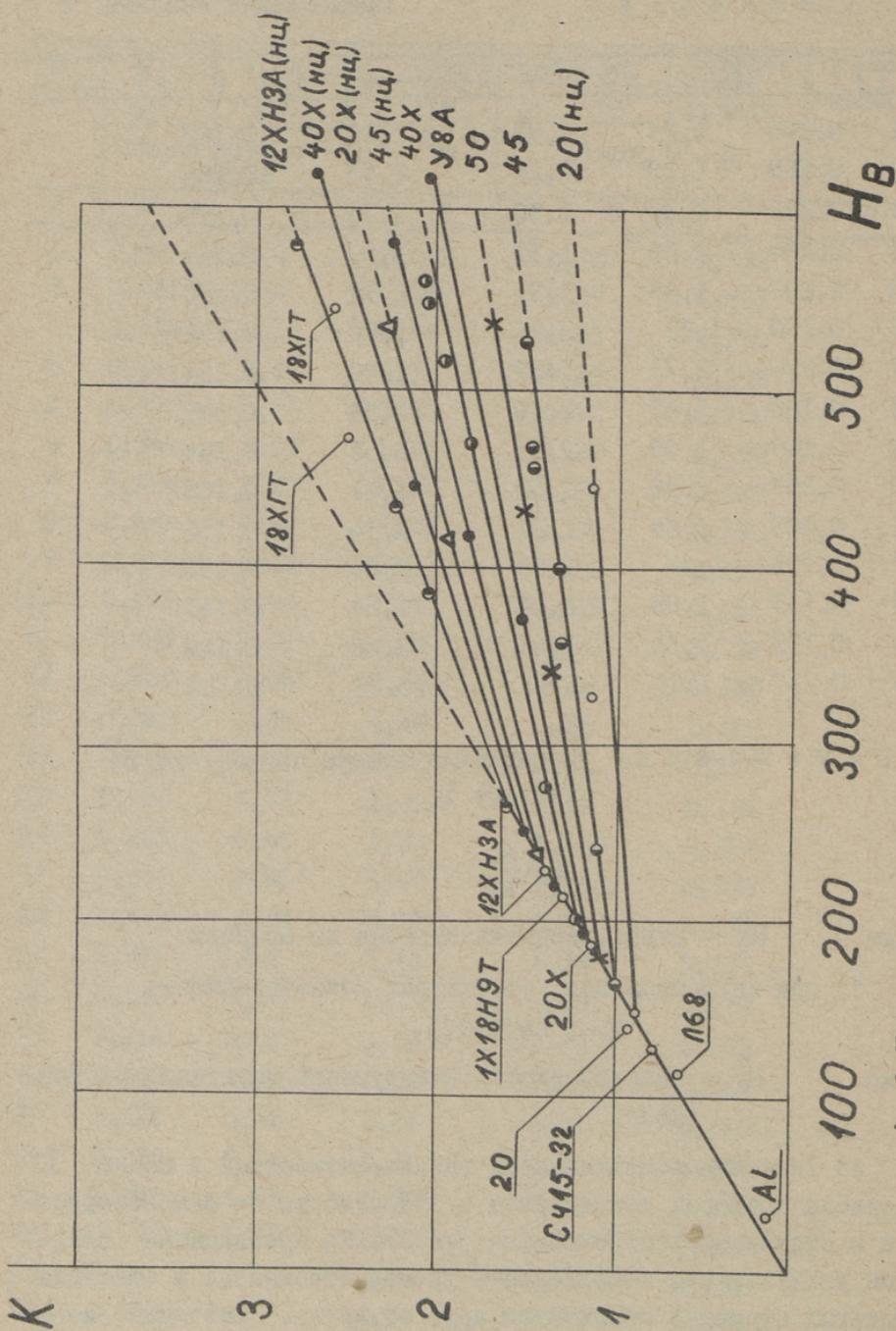
где H_e — макротвердость эталона по Бринелю.

б) при метастабильных структурах износостойкость

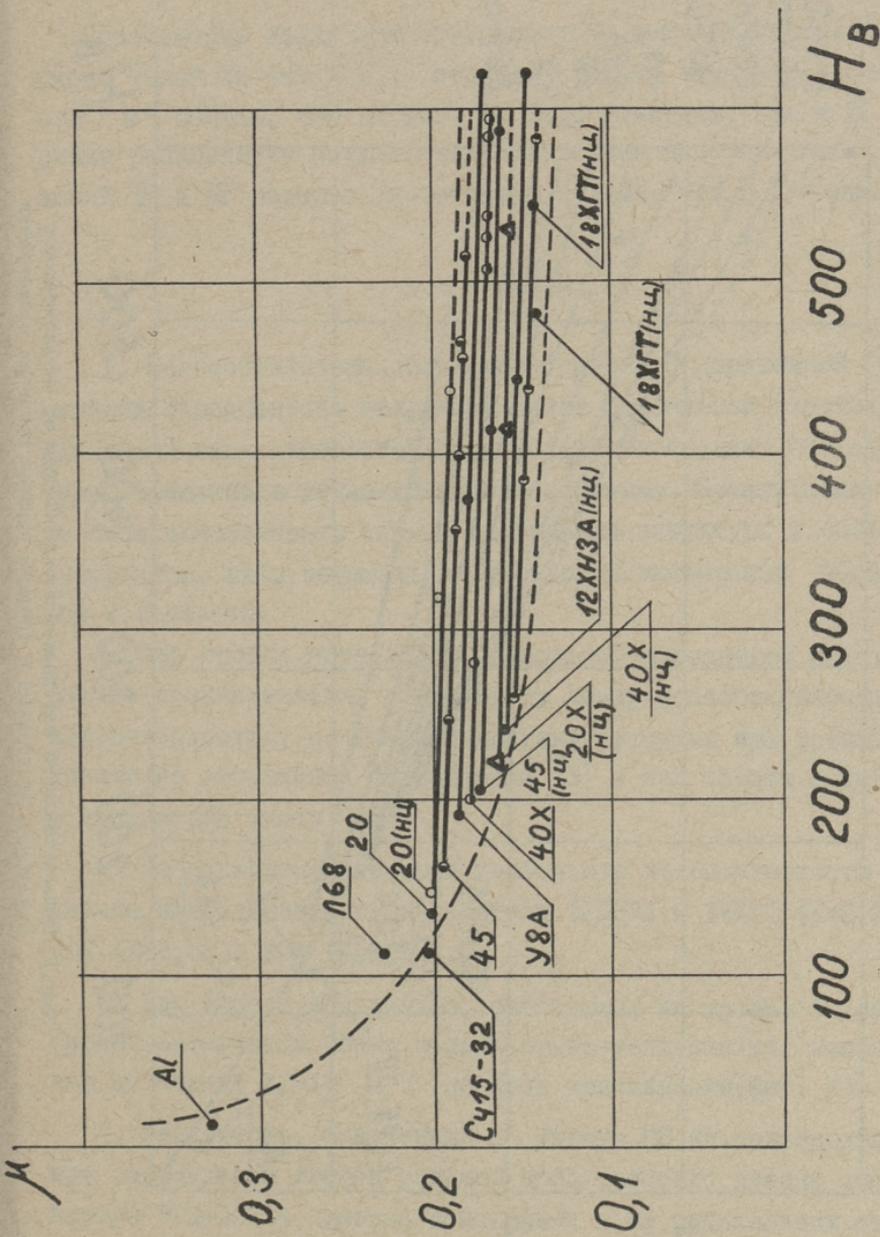
$$K = K_0 + b(H - H_0),$$

где H — макротвердость испытуемого материала по Бринелю.

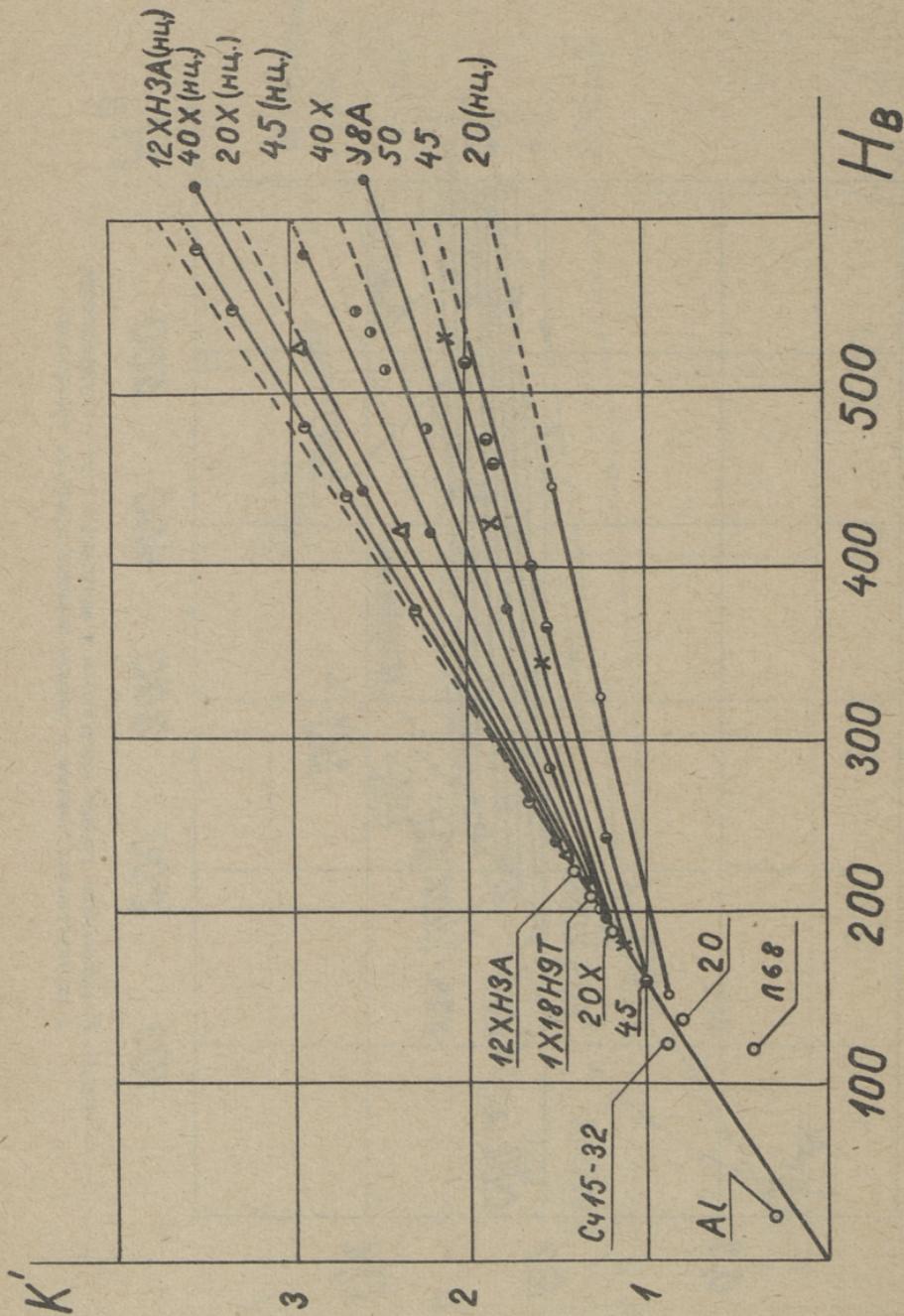
2) Значения коэффициентов трения, записанных в конце I периода процесса изнашивания в зависимости от макротвердости и структуры, изображены на фиг. 7. Из приведенных графиков следует, что коэффициенты трения стабильных и метастабильных структур отличаются друг от друга. Значения коэффициентов трения стабильных структур расположены на общей нисходящей кривой, изображенной сплошной пунктирной линией. Коэффициенты трения метастабильных структур расположены на прямых, ответвляющихся от указанной кривой.



Фиг. 6. Износостойкости материалов в зависимости от макротвердости и структуры, полученные в первом периоде процесса изнашивания



Фиг. 7. Коэффициенты трения материалов в зависимости от макротвердости и структуры, полученные в первом периоде процесса изнашивания



Фиг. 8. Износостойкости материалов в зависимости от макротвердости и структуры, полученные в третьем периоде процесса изнашивания

3) Износостойкость материалов, полученные в III периоде в зависимости от макротвердости и структуры, графически показаны на фиг. 8.

Зависимость между износостойкостью и твердостью в III периоде такая же как и в I периоде, только значение постоянной "b" больше, чем на фиг. 6. Надо отметить, что в III периоде расхождение результатов вследствие дополнительных явлений II и III периода значительно больше, чем в I периоде.

В ы в о д ы

1. Износостойкость сплава при трении с абразивной прослойкой определяется макротвердостью стабильной структуры. Для увеличения износостойкости сплава необходимо его структуру перевести в метастабильное состояние. Практически надо либо использовать сплавы стабильной структуры с большой твердостью, либо повышать их твердость химической обработкой и закалкой.

2. При трении металлов с абразивной прослойкой подтвердилась принципиальная зависимость между износостойкостью и макротвердостью, полученная другими авторами при трении металлов по абразивной поверхности [3] и при трении металлов в абразивной массе [4].

3. Из испытуемых сплавов наибольшую износостойкость показали нитроцементированные стали I2XН3А и I8XГТ (K=2,84), 40X (K=2,65), 20X (K=2,26).

4. Для выбора материалов, работающих на трение с абразивной прослойкой можно использовать зависимости, полученные на машине K2-AV в I периоде изнашивания (фиг. 6).

5. Результаты, полученные на машине K2-AV, подтвердились при определении износа роликов цепи рабочего органа экскаватора ЭТЦ-16I в полевых испытаниях и на специальном стенде.

Л и т е р а т у р а

1. Л.Э. Вальдма. Заводская лаборатория №II, 1961.
2. Л.Э. Вальдма. Изнашивание металлов при наличии невозобновляемой абразивной прослойки. Сб. Трение и износ в машинах, XIII, АН СССР, Москва, 1959.
3. М.М.Хрущов, М.А. Бабичев. Исследование изнашивания металлов. АН СССР, 1960.
4. В.Н. Ткачев. Износ и повышение долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин. Изд. "Машиностроение", Москва, 1964.

УДК 620.178.32

А.И. Ингерма

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ
РАСТЯЖЕНИЯ НА ПРЕДЕЛ ВНОСЛИВОСТИ СТАЛИ

I. Введение

Установлено экспериментами, что после предварительного растяжения образцов до малых пластических деформаций при испытании их на выносливость наблюдается снижение усталостной прочности [1, 2, 3, 4, 5 и др.]. Кривая зависимости предела выносливости от степени предварительной деформации растяжения имеет минимум для различных марок стали в пределах $\epsilon = 1 - 8\%$.

При дальнейшем увеличении предварительной деформации растяжения наблюдается рост предела выносливости.

Однако только в некоторых из вышеуказанных работ [1, 3, 4] рассматриваются причины снижения усталостной прочности в связи с предварительным растяжением стали.

II. Анализ существующих гипотез, объясняющих зависимость усталостной прочности от предварительной пластической деформации растяжения

В работе [4] указывалось на определяющую роль остаточных ориентированных микронапряжений.

Ориентированные микронапряжения возникают при деформировании поликристаллических тел и проявляются в смещении

линий на рентгенограммах как и напряжения I рода. В отличие от напряжений I рода ориентированные микронапряжения не исчезают при снятии нагрузки и уравниваются в микрообъемах металла.

Ориентированные микронапряжения не изменяются при разделении образца на части и могут быть полностью ликвидированы лишь путем отжига. В отличие от обычных микронапряжений (микронапряжения Гейна) они определенным образом ориентированы относительно направления предварительного деформирования образца (оси деформации).

Несмотря на одинаковый характер кривых 1 и 2 на фиг. 1, при небольших пластических деформациях авторы [4] отмечают невозможность представления простой механической модели явления, так как величина ориентированных микронапряжений значительно больше величины снижения предела усталости. На фиг. 1 приняты следующие обозначения:

- $K = \frac{\sigma_{-1}(\epsilon)}{\sigma_{-1}(\epsilon=0)}$ — коэффициент, характеризующий относительное изменение предела выносливости стали в деформированном состоянии по сравнению с недеформированным;
 $\sigma_{-1}(\epsilon)$ — предел выносливости стали, предварительно растянутой на величину относительного удлинения ϵ ;
 $\sigma_{-1}(\epsilon=0)$ — предел выносливости недеформированной стали;
 ϵ — относительное удлинение, в %;
 σ_R — ориентированные микронапряжения, в кг/мм^2 .

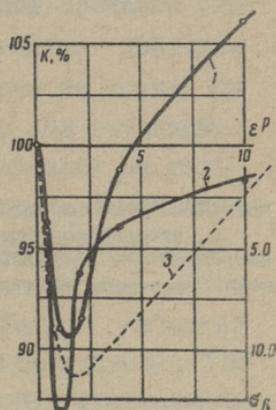
В данной работе условное относительное удлинение ϵ приравнивается к истинной относительной деформации e , так как при малых пластических деформациях между ними не существует большой разницы.

Причиной снижения предела выносливости пластически деформированной стали, кроме воздействия ориентированных микронапряжений, Н.И. Черняк [1] считает еще взаимодействие их с напряжениями первого рода и зависимость предельного

сопротивления металла деформации и разрушению от величины пластической деформации растяжения.

Фиг. 1. Относительное изменение предела выносливости и изменение ориентированных микронапряжений стали 45 в зависимости от величины предварительной деформации растяжения 4 :

1 — относительное изменение предела выносливости, 2 — ориентированные микронапряжения, 3 — относительное изменение предела выносливости по Н.И.Черняку [1]



Напряжения первого рода возникают при изготовлении образца, знак и величина их зависят как от материала, так и его термической и механической обработки.

В процессе пластического растяжения напряжения первого рода уменьшаются и поэтому они не оказывают доминирующего влияния. Такой вывод хорошо согласуется с экспериментальными данными (фиг. 1).

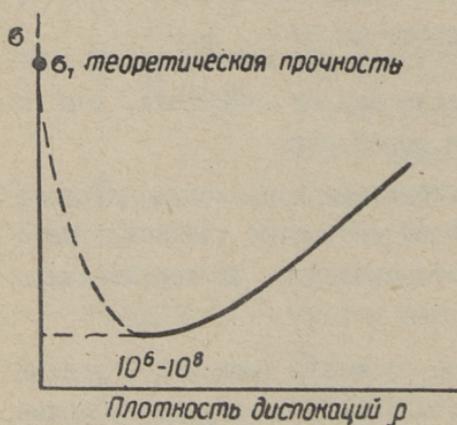
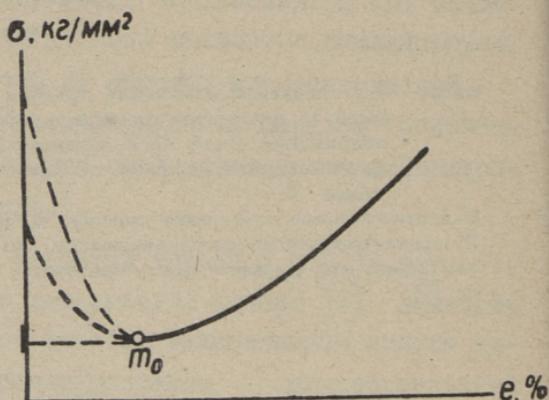
Наблюдается только небольшое смещение кривой 1 (образцы после механической обработки отжигались в вакууме) по сравнению с кривой 3 (образцы не отжигались).

В работе [1] отмечается, что кривая зависимости предельной прочности от величины предварительной пластической деформации (фиг. 2) может считаться качественно подобной кривой зависимости сопротивляемости металла разрушению от плотности дислокаций (фиг. 3), так как средняя плотность дислокаций увеличивается с ростом пластической деформации.

Далее, из сопоставления кривых предельной прочности (фиг. 2) и остаточных ориентированных микронапряжений

(Фиг. 1 кривая 2) следует, что кривая напряжений, приводящих к разрушению, получается как разность первых двух кривых и имеет минимум при некоторых небольших значениях пластической деформации [1].

Фиг. 2. Схематическая зависимость предельных (разрушающих) напряжений от величины пластической деформации растяжения [1]



Фиг. 3. Схематическая зависимость предельного сопротивления деформации или разрушению от плотности дислокаций [1]

Хотя этот вывод согласуется с результатами экспериментов, оставалось неясно, почему предельные (разрушающие) напряжения зависят от величины пластической деформации растяжения (Фиг. 2).

Попытка объяснения причин снижения усталостной прочности после пластического растяжения при помощи теории дислокаций можно найти в работе [3].

В данной работе [3] образцы подвергались "старению под напряжением". Авторы полагают, что процесс старения ускоряется под действием напряжений и объясняют это следующим образом. Многие находящиеся в растворе атомы легко могут переместиться в место дислокаций в стали во время процесса старения под деформацией, если образец подвергается действию напряжения; без внешнего напряжения эти атомы не могли бы перемещаться. Следовательно, после старения под напряжением блокирование дислокаций растворенными атомами не только становится более жестким, но наряду с этим, избыточные растворенные атомы, перемещающиеся вокруг дислокаций, должны выделяться из раствора, образуя мелкие частицы. Эти мелкие выделившиеся частицы действуют как бы в качестве барьера, препятствующего дальнейшему движению дислокаций по мере их удаления от своих источников. Поэтому статическая прочность углеродистой стали больше возрастает в результате старения под напряжением, чем при обычном старении.

После того как подвергавшиеся скольжению участки в стали упрочняются от ускоренного старения под деформацией (или под напряжением), появляются очень слабые области, в которых концентрация растворенных атомов значительно уменьшена из-за того, что большая часть их в период старения ушла на заполнение вакансий в области скольжения. Кроме того, упрочненные области действуют по отношению к слабым как концентраторы напряжений. Итак, когда сталь, подвергавшаяся старению под напряжением, испытывает повторное нагружение, в самых слабых участках легко возникают малые сдвиговые перемещения. После их возникновения уже не может происходить упрочнения подвергавшихся скольжению участков от старения под деформацией (в противоположность тому, что происходит в отожженной стали). Это объясняется тем, что для старения под деформацией имеется слишком мало растворенных атомов. Естественно поэтому, что усталостная прочность сталей не улучшается от старения под напряжением, несмотря на значительное повышение статической прочности. Следует также отметить, что не всегда обнаруживается зависимость усталостной прочности сталей от их статической прочности.

Авторы [3] не обращают внимания на то обстоятельство, что усталостная прочность образцов пластически деформированных на 3% меньше, чем образцов недеформированных или деформированных на 8%, т.е. что минимум усталостной прочности находится в области малых пластических деформаций.

Известно, что с увеличением пластической деформации увеличивается плотность дислокаций [6]. Поэтому у деформированного на 3% металла плотность дислокаций должна быть меньше, чем плотность дислокаций металла, деформированного на 8%. Следовательно, количество растворенных атомов для закрепления дислокации потребуется при трехпроцентной деформации меньше, чем при восьмипроцентной деформации. Вследствие этого плотность так называемых слабых областей, где концентрация растворенных атомов сильно разбавлена, увеличивается с увеличением пластической деформации и оказывается значительно больше при 8%-ной деформации, чем при 3%-ной деформации. Все это дает основание, казалось бы, предполагать, что усталостная прочность должна монотонно уменьшаться с увеличением предварительной пластической деформации. Однако, при экспериментах такой закономерности не наблюдается и поэтому вышеуказанное объяснение неприемлемо.

Если экспериментальные данные о зависимости усталостной прочности от предварительной пластической деформации растяжения (в случае, когда деформировали образцы, а не заготовки) имеют определенную закономерность, то существующие объяснения в отношении снижения усталостной прочности в области малых пластических деформаций, по нашему мнению, недостаточны и требуют дальнейшего исследования.

Ш. Построение физической модели, объясняющей зависимость предела выносливости от степени предварительной деформации растяжения

В основу теории дислокаций положим физическую модель усталостного разрушения, объясняющую зависимость предела выносливости от величины предварительной пластической деформации растяжения.

Ранее при испытаниях стали I2XН2 [5] было замечено, что имеется определенная связь между кривыми статического растяжения и кривой изменения предела выносливости в зависимости от предварительной деформации растяжения.

Поэтому целью исследования мы поставили подробное изучение области малых пластических деформаций в тех случаях, где после предварительной деформации происходит снижение усталостной прочности.

В качестве материала для экспериментального исследования было взято железо Армко со следующим химическим составом (таблица I).

Т а б л и ц а I

Химический состав (в %)

Марка материала	C	Mn	Si	SiP
Железо Армко	0,04	0,20	0,18	≤ 0,03

Кроме основных опытов исследовалось влияние на усталостную прочность величины зерна предварительно растянутого термообработанного железа. Крупное зерно (средний диаметр 295 мк, что соответствует приблизительно величине зерна №I по 8 - бальной шкале) было получено путем 40-часового отжига при 1080°C с последующим охлаждением в печи.

Мелкое зерно (средний диаметр 15 мк, что соответствует приблизительно величине зерна №8 по 8-бальной шкале) было получено закалкой при 1050°C (выдержка 10 минут) в воде и отпуском при 600°C в течение 1 часа.

Механические свойства после термической обработки приведены в таблице 2.

Т а б л и ц а 2

Механические свойства

Размер зерна	σ_b кг/мм ²	σ_s кг/мм ²	σ_k кг/мм ²	δ_{10} %	ψ %	H_B кг/мм ²
Крупное	32,7	15,0	86,5	38,6	76,4	94,6
Мелкое	37,6	24,4	104,3	27,0	81,0	125,0

Методика пластического деформирования и усталостных испытаний описана в работе [5].

Испытаниям на выносливость подвергалось железо Армко как мелко, - так и крупнозернистое.

Мелкозернистое железо Армко

Было испытано на выносливость пять ступеней предварительно пластически растянутых образцов.

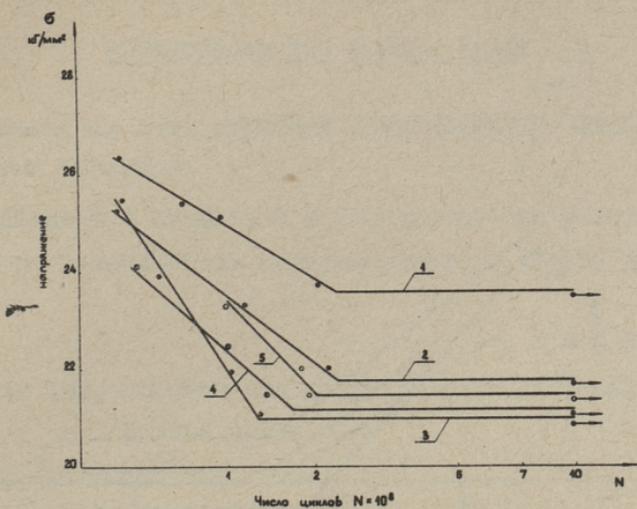
Результаты, полученные при испытании, приведены в таблице 3 и на фиг. 4 и 5.

Т а б л и ц а 3

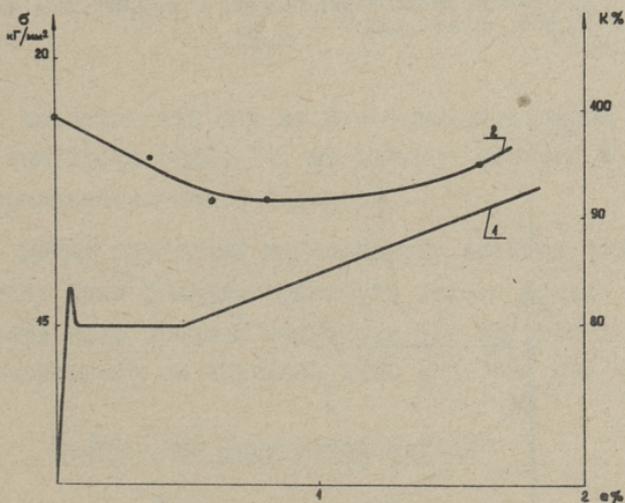
Предел выносливости предварительно растянутого железа Армко

$e, \%$	σ_{-1} кг/мм ²	$K \%$
0	23,6	100
0,4	21,8	92,5
0,8	21,0	89,0
1,12	21,2	89,8
1,4	21,5	91,2

На фиг. 5 видно, что минимум усталостной прочности (кривая 2) приблизительно совпадает с концом площадки текучести на диаграмме статического растяжения (кривая 1).

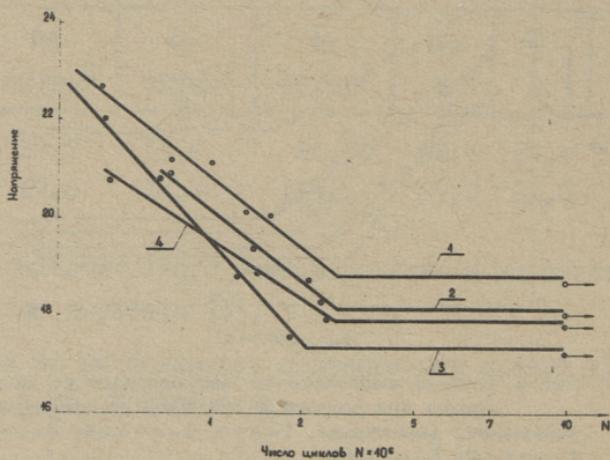


Фиг. 4. Кривые выносливости мелкозернистого железа Армо при различной величине предварительной деформации растяжения: 1- $e=0$, 2- $e=0,4\%$, 3- $e=0,8\%$, 4- $e=1,12\%$, 5- $e=1,4\%$

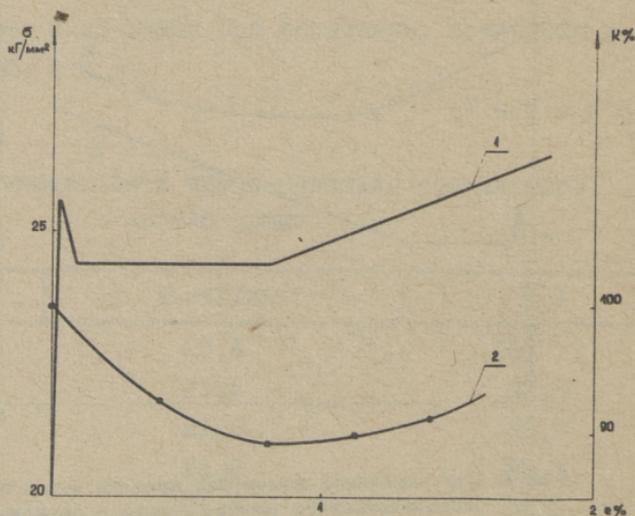


Фиг. 5. Относительное изменение предела выносливости мелкозернистого железа Армо в зависимости от величины предварительной деформации растяжения (кривая 2) и диаграмма статического растяжения (кривая 1)

σ
кг/мм²



Фиг. 6. Кривые выносливости крупнозернистого железа Армко при различной величине предварительной деформации растяжения: 1 - $e=0$, 2 - $e=0,86\%$, 3 - $e=0,60$ и $0,80\%$, 4 - $e=1,60\%$



Фиг. 7. Относительное изменение предела выносливости крупнозернистого железа Армко в зависимости от величины предварительной деформации растяжения (кривая 2) и диаграмма статического растяжения (кривая 1)

Крупнозернистое железо Армко

Испытывалось пять ступеней предварительно пластически растянутых образцов.

В таблице 4 и на фиг. 6 и 7 представлены результаты испытаний на выносливость крупнозернистого железа Армко.

Т а б л и ц а 4

Предел выносливости предварительно растянутого
железа Армко

ϵ %	σ , кг/мм ²	K %
0	18,8	100,0
0,36	18,1	96,2
0,60	17,3	92,0
0,80	17,3	92,0
1,60	17,9	95,2

Предел выносливости так же имеет минимум около конца площадки текучести (фиг. 7), но сдвинут немного в сторону больших предварительных деформаций.

Однако между пределами выносливости имеется существенная разница: если у мелкозернистого железа Армко предел выносливости ниже предела текучести (на 5% при $\epsilon = 0$), то у крупнозернистого он оказался выше (на 34% при $\epsilon = 0$).

Построение физической модели

Нами установлено, что минимум усталостной прочности соответствует приблизительно величине предварительной деформации растяжения в конце площадки текучести (фиг. 5 и 7), где металл находится в макроскопически неупрочненном состоянии.

Металл, растянутый до конца площадки текучести, находится в состоянии, отличающемся от отожженного следующим:

1. Пластическую деформацию проходили все участки рабочей части образца.

2. Увеличена плотность дислокаций. Перемещение некоторой части дислокаций облегчается тем, что они оторваны от окружающих их атмосфер или вообще являются свежими.

3. В результате пластической деформации в некоторых плоскостях скольжения образовались скопления дислокаций перед препятствиями. Такие скопления вызывают поле упругих напряжений вокруг плоскости скольжения. Во время нагружения это поле толкает дислокации обратно к источнику, повышая этим напряжения работы источника, необходимые для испускания следующих дислокационных петель [6].

При нагружении обратного знака в некоторых скоплениях обратное течение дислокаций облегчено и дислокационные петли проходят при меньших внешних напряжениях на большие расстояния [14].

Легкая подвижность дислокаций после пластической деформации в пределах площадки текучести и обратное течение дислокации при меньших напряжениях обратного нагружения положены в основу физической модели, объясняющей снижение усталостной прочности после предварительной деформации растяжения в области малых пластических деформаций.

В пользу предложенной модели говорит и зависимость внутреннего трения от степени предварительной деформации. Уже небольшая степень предварительной деформации приводит к увеличению внутреннего трения. При увеличении степени пластической деформации внутреннее трение проходит через максимум, а затем уменьшается при дальнейшем увеличении пластической деформации [15, 16].

Увеличение внутреннего трения при малых пластических деформациях объясняют образованием новых (легкоподвижных) дислокаций, в то время как при дальнейшем увеличении степени деформации уменьшение внутреннего трения объясняют уменьшением средней длины дислокационной сетки, т.е. расстояния между точками закрепления дислокации [17].

Известно, что все виды разрушения — пластическое, хрупкое и усталостное — связаны с перемещениями дислокаций [18].

При испытании на усталость образец подвергается действию переменных напряжений (как и при определении внутреннего трения), что приводит к колебательному движению дислокационных петель. Поэтому степень закрепления дислокаций должна, по-видимому, влиять на усталостные свойства металлов.

При циклической нагрузке происходит возвратно-поступательное движение некоторых дислокаций и в результате эти циклические напряжения приводят к образованию областей, в которых происходит скольжение и образование субмикроскопических трещин, из которых впоследствии образуется усталостная трещина и происходит ломка образца.

Можно предполагать, что зависимость усталостной прочности от величины предварительной пластической деформации связана с взаимодействием двух противоположных механизмов — механизма разупрочнения и упрочнения.

Известно, что разупрочнение металла происходит за счет образования легкоподвижных дислокаций, а упрочнение от блокирования дислокаций взаимными препятствиями, возникающими между дислокациями в процессе деформирования [6].

Проверка физической модели

Принципиальную справедливость выдвинутой физической модели можно проверить следующим образом.

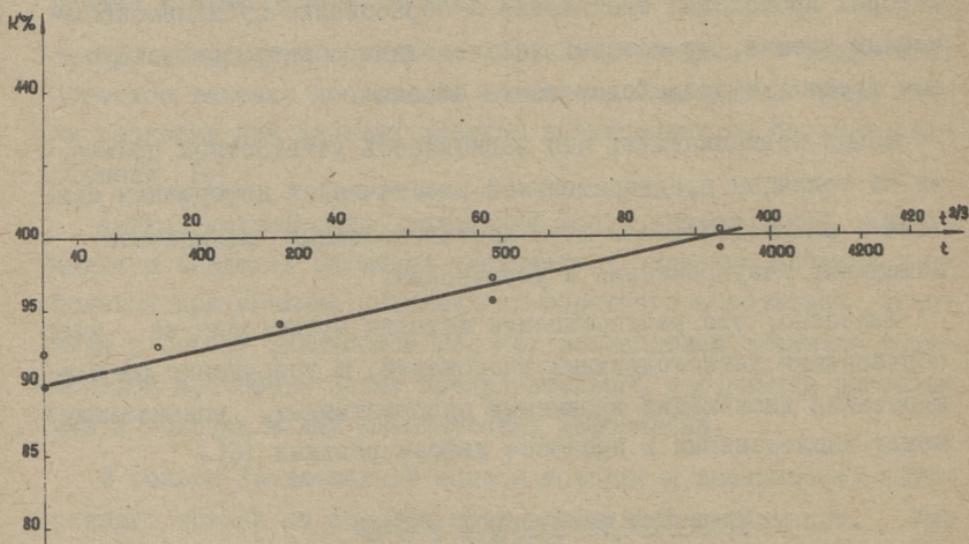
Если действительно причиной уменьшения усталостной прочности после предварительного растяжения в области малых пластических деформаций является существование в металле легко подвижных дислокаций и явление обратного движения дислокаций при меньших напряжениях, то какое-либо воздействие на металл, которое привело бы к блокированию дислокации, должно влиять на предел выносливости. Однако известно, что старением можно блокировать свободные дислокации путем об-

разования атмосфер Коттрелла и Сноэка вокруг дислокации.

Для проверки физической модели часть образцов после пластического растяжения подвергали искусственному старению при 100°C при выдержках 1, 3, 8 и 15 часов, а затем испытывали на выносливость.

Результаты усталостных испытаний образцов после старения приведены на фиг. 8. На фиг. 8 график в координатах $k'\%$ и $t^{2/3}$,

где $k' = \frac{\sigma_{-1}(\epsilon) \text{ после старения}}{\sigma_{-1}(\epsilon=0) \text{ без старения}}$.



Фиг. 8. Относительное изменение предела выносливости железа Армко в зависимости от длительности старения при 100°C после предварительной деформации растяжения. Время в минутах:

- - мелкозернистое железо Армко при $\epsilon = 1,12\%$,
- - крупнозернистое железо Армко при $\epsilon = 0,8\%$

Линейная зависимость, в этих координатах указывает на определенную связь с деформационным старением, о чем говорится дальше.

Из этих данных следует, что предел выносливости возрастает с увеличением времени старения и полностью восстанавливается только после 15 часового старения.

Для объяснения зависимости усталостной прочности от времени старения предварительно растянутых образцов было принято решение исследовать, как изменяется сопротивление малым пластическим деформациям после пластического растяжения в зависимости от продолжительности старения. Сопротивление малым пластическим деформациям образцов определялось после предварительного растяжения при повторном растяжении или сжатии на разрывной машине ИМ-4Р.

Предварительно были сняты поправочные кривые при растяжении весьма жесткого образца, а также при сжатии его через реверс.

Расчет сопротивления малым пластическим деформациям, т.е. определение условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ ($\sigma_{0,02}$) производился по диаграммной записи с учетом поправочных кривых как при растяжении, так и при сжатии.

В качестве материала исследования было выбрано железо Армко, термически обработанное на мелкое и крупное зерно.

Химический состав, термическая обработка и механические свойства после термической обработки приведены выше (таблицы I и 2).

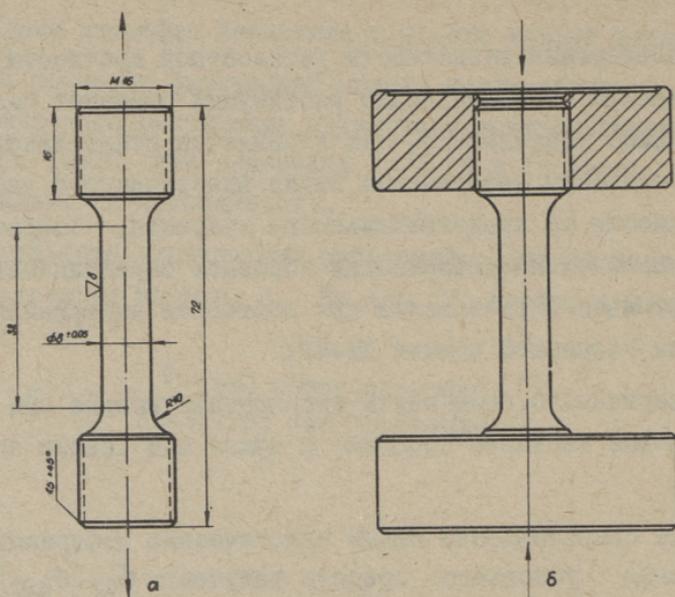
Образцы специальной формы (фиг. 9) имели отношение длины к диаметру в рабочей части $\frac{h_0}{d_0} = 4$, что при сжатии обеспечивало достаточную осевую устойчивость. Сжатие производили в специальном реверсе, который входит в комплект машины ИМ-4Р. Для большей устойчивости при сжатии на головки образца навинчивали специальные круглые гайки, которые увеличивали опорные поверхности торцов образца (фиг. 9).

Результаты испытания приведены на фиг. 10. На фиг. 10 график построен в координатах

$$\frac{\Delta \sigma_s}{\sigma_s} \cdot 100\% \text{ и } t^{2/3},$$

где $\Delta \sigma_s = \sigma'_s - \sigma_s$

σ'_s — напряжение нижнего предела текучести или при



Фиг. 9. Образец для определения сопротивления малым пластическим деформациям:
а - при растяжении, б - при сжатии

отсутствии площадки текучести величина условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ ($\sigma_{0,02}$) при повторном нагружении,

σ_s - напряжение нижнего предела текучести при первом нагружении,

t - время старения после первого нагружения.

Если принять

$$\frac{\Delta\sigma_s}{\sigma_s} \approx \frac{n(t)}{n_0} \approx \alpha \left(\frac{ADt}{kT} \right)^{2/3}$$

n - число растворенных атомов, достигающих дислокации за время t ,

n_0 - начальное число атомов растворенного элемента в единице объема раствора,

α - числовой коэффициент,

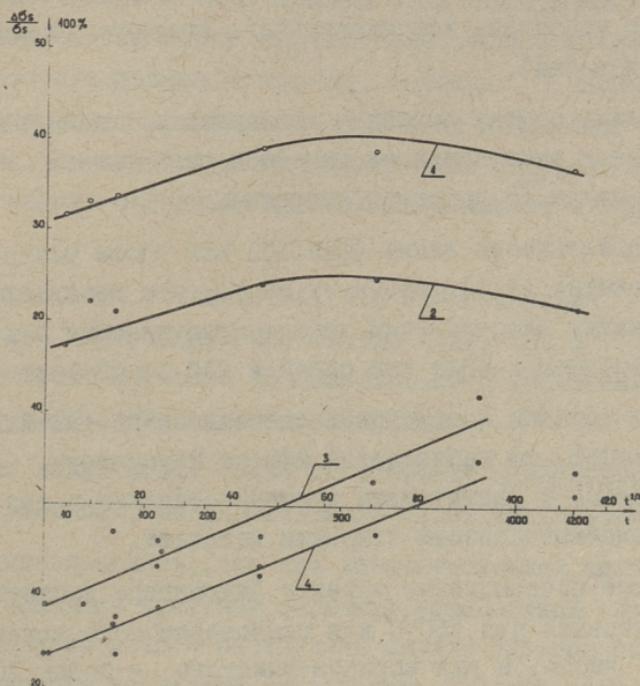
A - параметр, соответствующий взаимодействию между дислокацией и атомом растворенного элемента,

D - коэффициент диффузии растворенного элемента в растворе,

k - константа Больцмана,

T - абсолютная температура,

то в вышеуказанных координатах в начальной стадии старения получается линейная зависимость.



Фиг.10. Относительное изменение сопротивления малым пластическим деформациям железа Армко в зависимости от длительности старения при 100°C после предварительной деформации растяжения. Время t в минутах:
 1 – растяжение после старения (крупнозернистое железо Армко),
 2 – растяжение после старения (мелкозернистое железо Армко),
 3 – сжатие после старения (мелкозернистое железо Армко),
 4 – сжатие после старения (крупнозернистое железо Армко)

* При сжатии крупнозернистого железа Армко сопротивление малым пластическим деформациям определялось по допуску остаточной деформации ϵ , равной $0,02\%$, а в остальных случаях равной $0,2\%$

Это указывает на то, что процесс изменения сопротивления малым пластическим деформациям подчиняется закону старения, выведенному А.Х. Коттреллом и Б.А. Библи [6].

Линейная зависимость $\frac{\Delta\sigma_s}{\sigma_s}$ от $t^{2/3}$ была проверена в работе [7]. Одновременно было определено изменение $\frac{\Delta\sigma_s}{\sigma}$, а также было определено количество растворенного элемента в твердом растворе при внутреннем трении. Обе эти величины были определены как функции времени старения.

Авторы [7] отмечают, что обе они дают равноценную информацию о механизме деформационного старения (кривые качественно подобны).

В наших опытах линейная зависимость в начальной стадии старения и отклонения от линейной зависимости наблюдается только после 15 часового старения.

Параллельность линий (фиг.10) как после растяжения (1,2), так и сжатия (3,4) указывает на то, что изменение сопротивления малым пластическим деформациям связано с деформационным старением и идет при одной и той же скорости процесса.

Если образцы после предварительного растяжения подвергать сжатию, то наблюдается эффект Баушингера, который уменьшается с увеличением времени старения и при определенной продолжительности старения исчезает.

Полное исчезновение эффекта Баушингера достигается за счет старения при 100°C для мелкозернистого железа Армко после 7 часов, а для крупнозернистого - после 10 часов.

Объяснение такого явления можно найти в работе Б.И.Смирнова [8].

Предполагается, что при старении после деформации происходит одностороннее закрепление дислокации. Известно, что в результате предварительной пластической деформации вследствие задержки дислокаций препятствиями будут образовываться скопления дислокаций.

Энергия взаимодействия растворенных атомов с упругим полем дислокаций наибольшая в головной части скопления (у препятствия) и образование атмосферы, а в дальнейшем и выделения карбидов и нитридов [19] в этой области будут происходить в первую очередь. Растворенные атомы областей в конце скопления также будут уходить в головную часть. По этой причине в начальной стадии старения заторможенными окажутся дислокации лишь головной части, в связи с чем уменьшается упругое поле дислокаций, отталкивающих замыкающие дислокации назад к источнику.

После определенной длительности старения все дислокации оказываются прочно блокированными (как атмосферами, так и выделениями) и тем самым упругое поле отталкивающей дислокации, противоположное источнику, исчезает. О величине упругого поля можно качественно судить по изменению эффекта Баушингера. По-видимому, с исчезновением упругого поля напряжений вокруг скоплений дислокаций исчезает и эффект Баушингера.

В наших опытах установлено, что сопротивление малым пластическим деформациям при сжатии (фиг. 10) и предел усталости (фиг. 8) после предварительного растяжения возрастают с увеличением времени старения.

Обе эти зависимости имеют качественно одинаковый характер, что указывает на определенную связь между ними.

Можно предположить, что при знакопеременной циклической нагрузке основной причиной снижения усталостной прочности после предварительного растяжения служит упругое поле напряжений вокруг скоплений дислокаций. Поэтому после пластического растяжения дислокационные петли в некоторых благоприятно ориентированных скоплениях могут перемещаться на большие расстояния при циклических напряжениях сжатия. При пульсирующей циклической нагрузке, когда знаки пульсирующей и предварительной деформации совпадают, можно ожидать менее вредное влияние предварительной деформации (легкоподвижность дислокаций), и наоборот, при разных знаках — противоположный эффект (легкоподвижность некоторых дислокаций при меньших напряжениях обратного нагружения).

Следовательно, должна существовать определенная зависимость между пределом выносливости и сопротивлением малым пластическим деформациям.

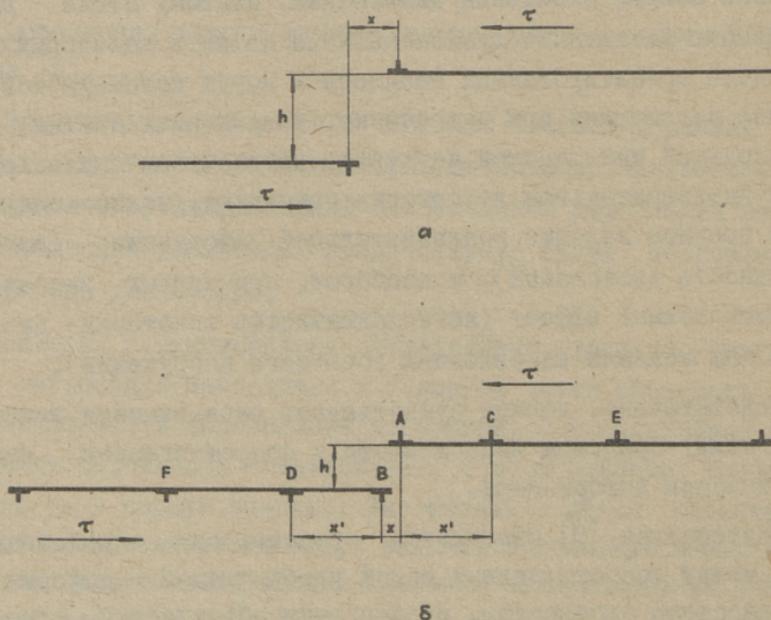
В литературе [9] отмечается существование определенной связи между сопротивлением малой пластической деформации и усталостной прочностью. Именно этим объясняется существование корреляции между пределом упругости и пределом усталости некоторых металлов вплоть до полного совпадения.

IV. Сравнительный анализ предложенной физической модели и существующих дислокационных теорий усталостного разрушения

Проанализируем, как согласуется предложенная нами физическая модель, объясняющая снижение предела выносливости после предварительного растяжения в области малых пластических деформаций, с существующими дислокационными теориями усталости.

Теория Фудзита

Ф.Е. Фудзита [10] рассматривает образование зародышей трещин усталости в пластических металлах за счет аннигиляции дислокаций. Он рассмотрел взаимодействие двух линейных дислокаций противоположных знаков, расположенных в параллельных плоскостях скольжения (фиг. 11а). Такие две дислокации не могут пройти одна мимо другой, так как сила взаимодействия F_x , действующая между ними в направлении скольжения,



Фиг. 11. Расположение двух разорванных линейных дислокаций в параллельных плоскостях скольжения (а) и тех же дислокаций, заторможенных друг с другом (б) [10]

является отталкивающей и выражается уравнением

$$F_x = \frac{D\delta x(x^2 - h^2)}{x^2 + h^2} \quad D = \frac{6b}{2\pi(1-\mu)}$$

где G - модуль сдвига,

b - вектор Бюргера,

μ - коэффициент Пуассона,

x - расстояние между дислокациями в направлении скольжения,

h - расстояние между плоскостями скольжения.

Максимальное значение $F_x = \frac{0,25D\delta}{h}$ имеет место при $x = 0,41h$. Расчеты показывают, что величина внешнего напряжения, необходимого для преодоления силы F_x , должна быть очень большой.

Прохождение дислокаций мимо друг друга облегчается при условии, если имеются два ряда заторможенных дислокаций противоположных знаков и расположенных в параллельных плоскостях. Тогда на головную дислокацию действует напряжение $n\tau$.

При построении физической модели Ф.Е. Фудзита принял (фиг. IIб), что

- 1) распределение дислокаций в рядах симметрично,
- 2) дислокации находятся в статическом равновесии,
- 3) головная дислокация А и следующая за ней дислокация С действуют с определенной силой на две другие дислокации В и D и наоборот.

Взаимодействием между другими дислокациями противоположных знаков пренебрегают.

Максимальное значение сил отталкивания, действующих на каждую из головных дислокаций (А и В), будет теперь

$$F_A = F_B = \frac{0,109 D\delta}{h}$$

При $h = 10^{-7}$ см головные дислокации могут пройти друг мимо друга при $\tau = 10^{-4}G$, если в ряду имеется 60 дислокаций. Тогда атомные плоскости, расположенные перпендикулярно плоскостям скольжения, будут испытывать растягивающие напряжения

$$\sigma_{xx} = \frac{4D}{h} \approx \frac{E}{10},$$

где E — модуль упругости.

Отсюда Ф.Е. Фудзита сделал вывод, что если плоскости скольжения расположены на расстоянии $h < 10^{-7}$ см, головные дислокации аннигилируют и образуются пустоты. В дальнейшем образовавшаяся пустота поглощает новые дислокации и образуется трещина с шириной, равной $m\delta$, где m — число поглощенных дислокаций.

Дальнейшее развитие трещины происходит под действием концентрации напряжений.

Из теории Фудзита следует, что после предварительного пластического растяжения в области малых пластических деформаций предел выносливости снижается по следующим причинам:

1. В металле имеются легкоподвижные дислокации (оторванные от своих атмосфер или свежие).
2. В течение предварительной пластической деформации образуются вышеуказанные горизонтальные ряды дислокаций.
3. Во время предварительной пластической деформации образуются пустоты в результате аннигиляции дислокаций.

Однако используя теорию Фудзита трудно объяснить зависимость предела выносливости от продолжительности старения после предварительной пластической деформации растяжения. Можно предположить, что при кратковременном старении блокируются атмосферами сначала головные дислокации рядов. Для того, чтобы эти головные дислокации проходили мимо друг друга, требуются повышенные напряжения, а этим затрудняется аннигилирование головных дислокаций.

В результате должно наблюдаться значительное увеличение предела выносливости в начальных стадиях старения.

Однако нашими экспериментами установлено (фиг. 8), что предел выносливости восстанавливается только после длительного старения и на начальных стадиях старения не наблюдается сильного роста предела выносливости.

Вакансионно-дислокационная теория усталости

И.А. Одинг [II] предложил следующий вакансионный механизм зарождения усталостных трещин.

Движение дислокаций под действием приложенного напряжения в первой четверти цикла приводит к образованию препятствий в виде точечных дефектов и новых дислокаций, а также силовых полей вокруг них. Эти препятствия тормозят возвращение части дислокаций к их источникам во время разгрузки во второй четверти цикла. Во время третьей четверти цикла происходит новое нагружение с противоположным знаком. Этот период характеризуется меньшим сопротивлением деформации, что связано с частичным возвращением дислокаций, переместившихся и не возвратившихся в исходное состояние в первой четверти цикла. Четвертая четверть цикла (разгрузка образца) характеризуется задержкой дислокаций вследствие возрастания количества препятствий. В последующие циклы происходят аналогичные явления, но число дислокаций с нарастанием числа циклов будет увеличиваться. Было принято, что число образующихся вакансий пропорционально числу действующих дислокаций. Эффективность разрушения образца будет зависеть от эффективности срачивания вакансий в колонии и осаждения вакансий на поверхности микропор. Вакансии порождаются при движении дислокации в плоскостях наибольших касательных напряжений (S -плоскости). Если в этих плоскостях отсутствуют нормальные напряжения, то поры могут образоваться вследствие объединения вакансий. Разрыхление кристаллической решетки в объемах, прилежащих к S -плоскостям, и является результатом повышения пористости металла в результате коагуляции вакансий. Повышение пористости в S -плоскостях приводит к локальному снижению прочности металла. Когда напряжение от внешних сил будет больше предела прочности в рассматриваемом локальном объеме, наступит локальное разрушение. При максимальных нормальных напряжениях (N -плоскости) большую эффективность должны приобретать процессы осаждения вакансий на поверхность микропоры, приводящие к перерожде-

нию ее в трещину. В зависимости от величины обоих напряжений определяются условия для преимущественного развития процессов коагуляции или процессов осаждения вакансий, и, как следствие, возникновение разрушения по S- или по N-плоскости.

Н. Мотт [12] предполагает, что в каждом цикле некоторые дислокации движутся вперед и назад по линиям или полосам скольжения. Большинство дислокаций будет связано в парах или группах, но небольшое количество останется свободным. По его мнению для движения дислокаций в упрочненном материале требуется меньшее напряжение, чем для образования и движения новых (свежих) дислокаций. Следовательно, в представлении о том, что дислокации могут двигаться взад и вперед без дальнейшего упрочнения, противоречия нет. Поэтому движущиеся дислокации как вблизи поверхности, так и вдали от нее образуют вакансии и межузельные атомы, а также пластинки из дефектов обоих типов, которые не могут рассасываться диффузионным путем при температурах значительно ниже температуры рекристаллизации.

После 10^4 - 10^5 циклов атомные плоскости вблизи действующих плоскостей в полосе скольжения совершенно разупорядочиваются, и, следовательно, кристалл расширяется.

Трещина возникает тогда, когда начинается рекристаллизация разупорядоченного материала, который принимает ориентацию кристалла по одну из сторон от полосы скольжения. Если беспорядок достаточно велик, то эта температура рекристаллизации достаточно низка. При этом решетка сокращается и возникают растягивающие напряжения. Трещины, возникающие у поверхности, обычно сохраняются и распространяются, либо в них адсорбируются газы, предотвращающие захлопывание, в то время когда внутренние трещины захлопываются.

Если после предварительного растяжения в области малых пластических деформаций образцы испытывать на выносливость, то образование усталостной трещины по вакансионно-дислокационной теории усталости может облегчаться по следующим причинам:

1. В металле имеется большое количество легкоподвижных дислокаций.

2. В ходе пластической деформации образуются вакансии, концентрация которых (C) в зависимости от пластической деформации ϵ оценивается приближенно по уравнению [13]

$$C \approx 10^{-4} \epsilon$$

3. В результате пластической деформации образуются скопления дислокаций перед препятствиями. Во время четверти цикла, когда происходит нагружение, обратное по знаку предварительному нагружению, дислокационные петли могут проходить большее расстояние за счет эффекта Баушингера.

Можно утверждать, что вакансионный механизм образования усталостной трещины хорошо соответствует предложенной нами физической модели. Доказательством можно считать то обстоятельство, что зависимость предела выносливости предварительно растянутых образцов и эффекта Баушингера от температуры и времени старения имеют качественно одинаковый характер. За счет старения можно уменьшить количество дислокаций, у которых облегчено обратное течение при циклической деформации. Поэтому с исчезновением эффекта Баушингера предел выносливости предварительно растянутых образцов восстанавливается.

По нашему мнению предел выносливости предварительно пластически деформированных образцов должен зависеть от направления нагружения при предварительной деформации и при циклическом нагружении.

Можно предполагать, что если образцы на выносливость испытывают при знакопеременных нагрузках (например, чистый изгиб или растяжение - сжатие), то предварительная деформация как растяжения, так и сжатия вызывает одинаковое изменение предела выносливости.

Если испытания на выносливость проводят при знакопостоянной нагрузке и направление нагружения как при циклическом, так и предварительном нагружении одинаковы, то можно ожи-

дать меньшее влияние предварительного нагружения на предел выносливости, чем при противоположных знаках.

При одинаковых знаках нагружения изменение предела выносливости можно объяснить образованием легкоподвижных дислокаций, а при противоположных знаках, кроме образования легкоподвижных дислокаций, ещё и взаимодействием упругого поля напряжений от скоплений дислокаций с полем напряжений от внешних циклических сил.

Особенно сильная зависимость усталостной прочности от величины предварительной деформации должна быть в области малых пластических деформаций, когда материал находится в неупрочненном состоянии.

Известно, что для повышения статической и усталостной прочности металлов применяются различные методы механической, термо-механической или механико-термической обработки, и часто при вышеуказанных методах обработки металл претерпевает пластическую деформацию в несколько процентов.

Следовательно, если после такой технологической обработки деталь подвергать циклической нагрузке, то иногда можно ожидать снижение усталостной прочности [3].

По предложенной физической модели можно объяснить, почему при разных технологических обработках повышается статическая прочность (σ_s и σ_b) при одновременном снижении усталостной прочности.

Для предотвращения снижения усталостной прочности после механической, термо-механической или механико-термической обработки нужно:

1. Избегать малых пластических деформаций.
2. Производить термическую обработку, если величина предварительного деформирования относится к области малых пластических деформаций. Температура и длительность термической обработки должны обеспечить прочное закрепление всех свободных дислокаций.

В дальнейшем целесообразно проводить исследования, сочетая различные виды и режимы предварительной пластической деформации и циклического нагружения.

Л и т е р а т у р а

1. Н.И.Черняк. Механические свойства стали в области малых пластических деформаций. Изд. АН УССР, Киев, 1962.
2. И.П.Петренко. Информационные материалы АН УССР, Ин-тут строительной механики, №9
3. Т.Сакураи, Т.Кавасаки, Х.Идзуми. Усталость и выносливость металлов. Сб.статей, под. ред. Г.В. Ужика. Изд. ИЛ., 1968.
4. Н.Я.Гальперин, Б.М.Ровинский, В.М.Синайский. Изв. АН СССР, ОТН, серия "Механика и машиностроение", № 3, 1961.
5. А.И.Ингерма. Труды ТПИ, серия А, №219, 1965.
6. А.Х.Коттрелл. Дислокация и пластическое течение в кристаллах. М., Metallurgizdat, 1958.
7. W.R. Thomas and G.M. Leak. J. Iron and Steel Institute, June 1955.
8. Б.И.Смирнов. ФММ, т.10, вып.5, 1960.
9. B.L. Muir H. Averbach, M. Cohen. Tasm, vol. 47, 1955.
10. F.E. Fujita. Sci. Kepts. Res. Inst. Tohoku Univ. A6, N6, 1954.
11. И.А.Одинг. 1) "Металловедение и терм.обр.металлов", №2, 1955; 2) Прочность металлов при переменных нагрузках. Сб.статей АН СССР. М., 1963
12. Н.Ф. Мотт. Дислокации и механические свойства кристаллов. Сб.статей. Изд. ИЛ., М., 1960.
13. 1) F. Seitz. Advances in Physics, No 1, 1952.
2) N.F. Mott. Phil. Mag., Nr. 43, vol. VII, 1952., Nr. 44, vol. VII, 1953.
14. X.Г. Ван Бюрен. Дефекты в кристаллах. М., Изд. ИЛ., 1962.
15. J. Veertman, J.S. Koehler. J. Appl. Phys. Vol. 24, Nr. 5, 1953.
16. И.Г.Полоцкий, В.Ф.Таборов. Акуст.журнал т.7, в.4, 1961.

17. Д.Х.Ниблетт, Дж.Уилкс. Внутреннее трение металлов. Сб. статей, под ред. Б.Н.Финкельштейна. Metallurgizdat, 1963.
18. Атомный механизм разрушения. Сб. статей. Перевод под ред. М.А. Штремеля. М., Metallurgizdat, 1963.
19. В.И.Саррак, С.О.Суворова, Р.И.Энтин. Труды ЦНИИЧМ, вып. 36. Проблемы металловедения и физики металлов. Сб. 8.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
1. Ю.А. Тадольдэр. Некоторые количественные зависимости изнашивания технически чистых металлов.	3
2. Ю.А. Тадольдэр. Влияние геометрии абразивного зерна на интенсивность изнашивания металлов в потоке абразивных частиц.....	15
3. Ю.А. Тадольдэр. Исследование изнашивания наклепанных технически чистых металлов в струе абразива.....	23
4. Ю.А. Тадольдэр. О механизме разрушения технически чистых металлов при изнашивании в струе абразива.....	35
5. У.К. Суур. Образование волнистых поверхностей в процессе изнашивания.....	45
6. У.К. Суур. О влиянии температуры на механизм изнашивания металлов в струе абразива.....	63
7. Х.В. Арумяэ. Исследование изнашивания пластмасс в струе абразива	89
8. И.Р. Клейс. О возможностях создания методики расчета деталей на ударный износ.....	103
9. Л.Э. Вальдма. Лабораторные испытания металлов на износостойкость при трении с абразивной прослойкой.....	113
10. А.Й. Ингерма. Влияние малых пластических деформаций растяжения на предел выносливости стали.....	127



ИЗНОС, УСТАЛОСТЬ И КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ
СБОРНИК СТАТЕЙ

II

Таллинский политехнический институт

Редактор В. Менг

Техн. редактор Л. Лоопер

Подписано к печати 29/VI 1966. Бумага 60x90, 1/16.
Печ. л. 8,75. Учетно-изд. л. 7,9. Тираж 500. МВ-00041. Зав. 321.
Ротапринт ТПИ, Таллин, Пикк ялг 14.
Цена 53 коп.

цена 53 коп.

РД