

271

TALLINNA POLÜTEHNILISE
INSTITUUDI TOIMETISED

ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО
ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

СЕРИЯ А

№ 271

**ИЗНОС, УСТАЛОСТЬ И КОРРОЗИЯ
МЕТАЛЛОВ**

СБОРНИК СТАТЕЙ

III

Ср. 6. 7

TALLINNA POLITEHNILISE INSTITUUDI TOIMETISED
ТРУДЫ ТАЛЛИНСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА

СЕРИЯ А

№ 271

1969

УДК 620.178

ИЗНОС, УСТАЛОСТЬ И КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ

СБОРНИК СТАТЕЙ

III

0100. 75

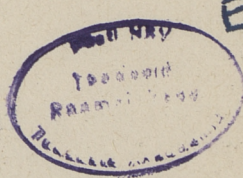
ТАЛЛИН 1969

1980

1980 090 178

МЕТАЛЛОГ
НАМНОГ УСТАЛОВАТЪ И КОРРОЗИЯ

ГОДИШЕН СТАТИИ
III



Р. 901

0001 11111111

УДК 620.178.162.4

Л. Э. Вальдма

ОБ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОМ МОДЕЛИРОВАНИИ ПРОЦЕССА ТРЕНИЯ МЕТАЛЛОВ С АБРАЗИВНОЙ ПРОСЛОЙКОЙ

1. Условия трения в моделированном процессе

Для моделирования процесса абразивного изнашивания металлов при трении с абразивной прослойкой автором сконструированы установки К1-AV и К2-AV [1, 2].

Принцип работы обеих установок одинаков и основан на трении двух кольцевых плоскостей, между которыми предварительно нанесена смесь абразива с маслом. Конструктивное различие установок заключается в размерах образцов, чувствительности измерительных приборов, автоматически записывающих диаграмму трения (момент трения в зависимости от суммарного числа оборотов нижнего вращающегося образца).

При моделированном процессе применяли сравнительно небольшие удельные давления ($0,1 \dots 0,4 \text{ Мн/м}^2$) и малые скорости относительного движения образцов ($0,05 \text{ м/сек}$). На установке К1-AV можно испытывать кольцевые образцы размерами поверхностей трения $\varnothing 60/40 \text{ мм}$, а на установке К2-AV — размерами $\varnothing 30/15 \text{ мм}$. В качестве абразивной прослойки применялась смесь электрокорунда с маслом АК-10.

2. Характеристики моделированного процесса

Моделированный процесс дает возможность получить следующие характеристики:

1) диаграмму крутящего момента (в дальнейшем диаграмма трения, см. фиг. 1, б), т. е. величину крутящего момента M в зависимости от общего числа оборотов нижнего образца;

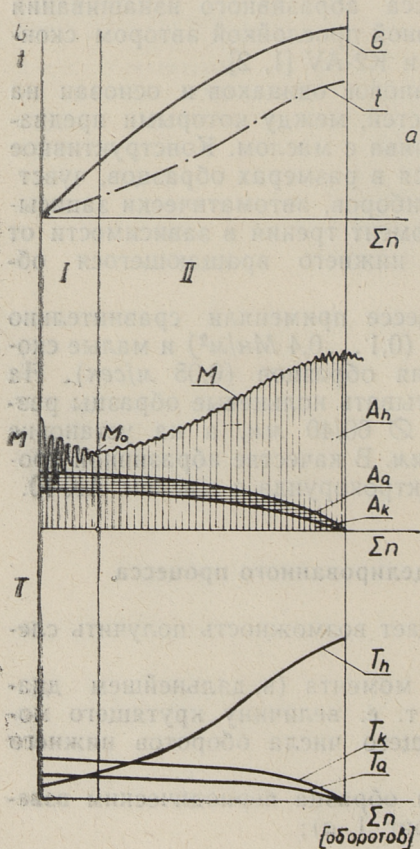
2) диаграмму изнашивания образца периодическим взвешиванием потерь его массы (фиг. 1, а);

- 3) диаграмму температуры t , измеренной в непосредственной близости от поверхности трения;
- 4) фотоснимки поверхности трения;
- 5) фотоснимки продуктов изнашивания.

3. Физические явления в моделированном процессе

По характеристикам, полученным при модельных испытаниях, удалось выявить основные явления, вызывающие износ поверхностей металла при трении с абразивной прослойкой и активность этих явлений в зависимости от продолжительности процесса.

По активности выявленных явлений можно моделируемый процесс разделить на два периода (фиг. 1):



Фиг. 1. Характеристики моделируемого процесса: а) кривая износа и температуры образцов; б) диаграмма трения со схемой распределения энергии; в) изменение тангенциальных сил

В течение первого периода на диаграмме трения наблюдается сильное колебание величины крутящего момента, которое постепенно уменьшается. К концу периода крутящий момент стабилизируется. Интенсивность изнашивания в течение всего периода остается практически постоянной. По микроскопическим исследованиям и по фотографиям видно, что изношенные поверхности покрыты пластически вдавленными углублениями, возникающими в результате ударов обкатывающих зерен абразива [3]. Микроскопические исследования показывают также, что размеры зерен абразива к концу этого периода, вследствие их разрушения, уменьшаются. Наряду с измельченными зернами абразива в продуктах изнашивания обнаружены конгломераты из слабо сцепленных мелких частиц металла и абразива. Характеристики свидетельствуют о том, что основной причиной наибольшей интенсивности изнашивания поверхности металла в этом периоде является разрушение зерен абразива. В результате возникающих при этом многократных ударов, измельченные зерна абразива выбивают из трущейся поверхности частицы металла и под механическим давлением образуют с последними конгломераты. Одновременно с образованием конгломератов из продуктов изнашивания начинается трение между ними и поверхностями образцов, о чем свидетельствуют следы трения на последних. Стабилизация крутящего момента объясняется затухающим воздействием конгломератов на ударный характер процесса. Начало непрерывного роста крутящего момента определяет конец первого периода процесса.

Во втором периоде преобладают явления трения. Интенсивность изнашивания поверхностей образцов и разрушения частиц абразива непрерывно уменьшаются и обращаются в ноль, а сила преодоления трения и температура образцов увеличиваются с достижением максимума к концу периода.

4. Принцип распределения энергии в моделированном процессе

В соответствии с вышеуказанными явлениями механическая энергия в моделированном процессе расходуется на:

- 1) диспергирование абразивных зерен A_a ,
- 2) диспергирование поверхностей образцов A_k ,
- 3) трение между продуктами износа и поверхностями трения A_n .

На фиг. 1, б показана принципиальная схема распределения энергии в обоих периодах. При составлении схемы распределения энергии предполагается, что в течение процесса:

а) работы диспергирования абразива A_a и металла A_k пропорциональны,

б) работа диспергирования металла на единицу его массы постоянна.

Характер изменения соответствующих тангенциальных сил T_a , T_k и T_n при вышеуказанной схеме распределения энергии изображен на фиг. 1 в.

5. Различие и подобие моделированного и реального процессов

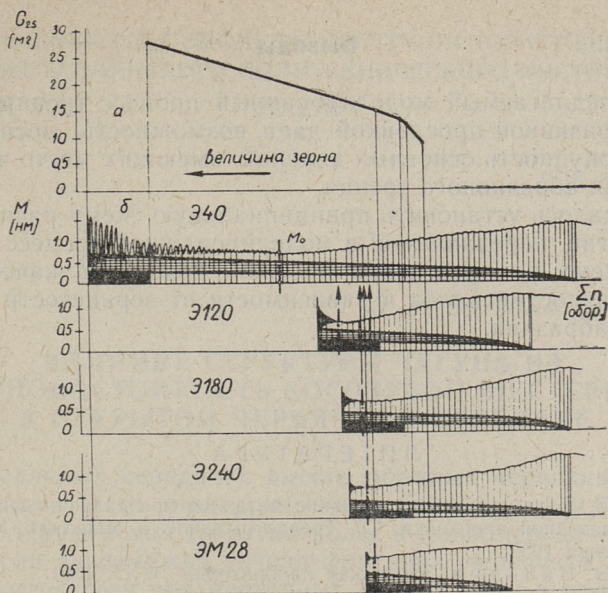
Моделированный процесс отличается от реального по внешним и внутренним условиям. Однако изменение внутренних условий в моделированном процессе происходит по определенным законам, изображенным диаграммой трения.

Если говорить о физическом подобии, то в моделированном процессе представлены все главные явления износа металлов при трении с абразивной прослойкой, имеющие место в реальном процессе. Высказывается мнение [4], что кварцевые зерна вызывают наибольшее разрушительное действие в условиях их дробления в контакте с поверхностью. Моделированный процесс подтверждает это: в первом периоде интенсивность изнашивания образца и раздробления абразива наибольшие (см. фиг. 1). Во втором периоде продукты износа снижают активность частиц абразива путем постепенного их поглощения.

Представляет интерес оценить некоторые результаты, полученные моделированием процесса трения чугуновых образцов при постоянных внешних (нагрузка, скорость) и различных внутренних (состав прослойки) условиях.

Известно, что с увеличением размера зерна абразива износ трущихся поверхностей, как правило, увеличивается. Автором установлена зависимость износа от различных исходных размеров зерна абразива в условиях моделированного процесса, подтверждающая правильность упомянутого положения. Полученная зависимость, диаграммы трения и схемы распределения энергии приведены на фиг. 2. Изображенные диаграммы трения получены при применении абразива с исходной зернистостью 40, 120, 180, 240 и M28. Объемная концентрация абразива в масле перед экспериментом равнялась 33%. Износ G_{25} измерен после 25 оборотов образца.

Сравнение этих диаграмм показывает, что критерием оценки влияния зернистости абразива на износ образца является величина момента трения M_0 при переходе процесса с



Фиг. 2. Диаграммы трения и износ образцов после 25 оборотов при различных размерах исходного зерна абразива

первого периода на второй, т. к. с увеличением M_0 износ G_{25} уменьшается.

Приведенные на фиг. 2 диаграммы трения с применением абразива различной зернистости, для сравнения процессов трения смещены относительно диаграммы Э40 (как эталона) по возрастающему значению момента M_0 . Такое смещение вызвано предположением, что переход с первого периода на второй по мере измельчения зерна абразива характеризуется условиями трения, соответствующими более поздним моментам времени на диаграмме Э40. Исследованием фотографий изношенных поверхностей, полученных после 25 оборотов, установлено, что в случае применения мелкозернистого абразива (сопровождается увеличенным значением момента M_0) характер износа соответствует второму периоду процесса. Рост значения момента M_0 при этом объясняется увеличенным расходом энергии на трение между продуктами износа и поверхностью образца. Данное предположение, а также схема распределения энергии, являются основанием для утверждения, что с увеличением момента M_0 количество энергии, расходуемое на диспергирование абразива и металла, а соответственно износ образца в течение эксперимента (25 оборотов) уменьшается.

Выводы

1. Предлагаемый моделированный процесс трения металлов с абразивной прослойкой дает возможность воспроизводить совокупность основных явлений, имеющих место в реальных узлах абразивного трения.
2. Удалось установить принципиальную схему распределения энергии, передаваемой в моделированный процесс.
3. Схема распределения энергии позволяет качественно оценить износ металлов в зависимости от зернистости применяемого абразива.

ЛИТЕРАТУРА

1. Л. Э. Вальдма. Изнашивание металлов при наличии невозобновляемой абразивной прослойки. Сб. Трение и износ в машинах XIII, АН СССР, Москва 1959.
2. Л. Э. Вальдма. Заводская лаборатория № 11, 1961.
3. Л. Э. Вальдма. Лабораторные испытания металлов на износостойкость при трении с абразивной прослойкой. Труды ТПИ, серия А, № 237, Таллин 1966.
4. М. М. Тененбаум. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин при абразивном изнашивании. «Машиностроение», Москва 1966.

L. Valdma

Über das experimentelle Modellieren des Reibungsprozesses mit einer Zwischenschicht aus Abrasivkörnern

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wird das Modellieren des Reibungsprozesses mit einer Zwischenschicht aus Abrasivkörnern beschrieben, das auf der physikalischen Grundlage eines natürlichen Reibungsprozesses aufgebaut ist. Die Ergebnisse der Experimente sind durch ein Reibungsdiagramm gegeben, das den Reibungsprozess qualitativ zu beurteilen gestattet.

Л. Э. Вальдма, Э. Я. Сепп

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ЧУГУНА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОСОЗУБОЙ ШЕСТЕРНИ В ОТКРЫТОЙ ЧЕРВЯЧНОЙ ПЕРЕДАЧЕ

В червячных передачах вместо обычных червячных колес применяются часто цилиндрические зубчатые колеса с косыми зубьями. Применение зубчатых колес в таких передачах имеет место, если невозможна точная фиксация червячной пары в главной плоскости при повторных вводах пары в зацепление. Примером упомянутого служит открытая червячная передача тестосмесительной машины, выпускаемой заводом Торгового оборудования ЭРСПО. Применяемый в этой передаче червяк изготовлен из стали Ст. 5, а косозубое колесо из чугуна маркой по чертежу СЧ 32—52. Смазку передачи производят периодически. В эксплуатационных условиях наблюдали в последний период чрезмерно быстрый выход чугунных колес из строя вследствие интенсивного изнашивания их зубьев. На элементах червяка следов износа не наблюдали.

Для выяснения причин быстрого износа зубьев колеса исследовали чугуны различной структуры и произвели провероч-

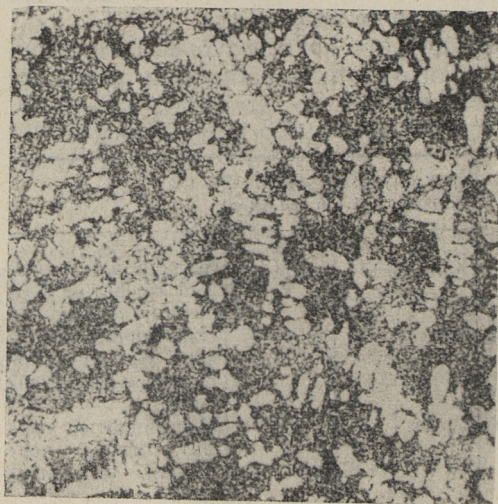
Таблица 1

№ п/п	Вид литья	Срок службы в эксплуат.	НВ, в кг/мм ²	Структура
1	Кокильное литье	2 месяца	118	Мелкий или точечный графит на ферритной основе
2	Литье в песчаную форму	5 месяцев	101	Пластинчатый графит, основа ферритная с 20% перлита
3	Литье в песчаную форму	5 лет	149	Пластинчатый графит, основа перлитная, 10% перлита

ный расчет передачи. В таблице 1 сопоставлены данные о сроках службы чугунных колес в эксплуатации, и структуры чугуна в зависимости от способа изготовления заготовки колеса.

Между червяком и косозубым колесом теоретически должен иметь место точечный контакт. Проверочный расчет показал, что при точечном контакте с учетом недостаточной смазки возникающие контактные напряжения превышают допускаемые для чугуна СК 32—52 в 13 раз. При определенной степени приработки червячной пары можно предполагать существование линейного контакта между зубьями. В этом случае расчетные контактные напряжения превышают допускаемые в 1,7 раз. Приведенные в таблице 1 данные подтверждают, что несмотря на высокие значения расчетных контактных напряжений, возможно обеспечить нормальный срок службы такой передачи с правильным подбором структуры применяемого чугуна.

Для изготовления чугунных косозубых колес на заводе ТО ЭРСПО применяются различные способы литья. Исследованием микроструктур чугунов установлено, что залитый в кокиль чугун имеет ферритную структуру (см. фиг. 1), содержащую очень мелкий или точечный псевдоэвтектический дендритообразный графит. Количество перлита не превышает 10%. Литьем в песчаные формы получается на заводе часто также ферритная структура чугуна с содержанием перлита до 20% (см. фиг. 2), форма графита обычно крупнопластинчатая.



Фиг. 1. Структура чугуна, полученная в кокиле: псевдоэвтектический дендритный графит на ферритной основе

Правильным подбором состава шихты получается чугун с перлитной структурой (см. фиг. 3) с минимальным содержанием феррита (не более 10%). Графитовые включения представляют завихренные пластинки средней величины. В эксплуатационных условиях чугун с такой структурой обеспечивал наибольший срок службы колеса.



Фиг. 2. Литье в песчаную форму: крупнопластинчатый графит на ферритно-перлитной основе

Фиг. 3. Литье в песчаную форму: завихренный пластинчатый графит средней величины на перлитной основе



Анализ вышеизложенного подтверждает, что износостойкость чугуна в специфических условиях передачи тествосмесительной машины (открытая передача с недостаточной смазкой, повторный ввод в зацеплении, сильные расчетные перегрузки) зависит от структуры металлической основы и форм графитовых включений.

На влияние формы графита на износостойкость чугуна указывают многие авторы [1], по данным которых наилучшую износостойкость имеет чугун с завихренным графитом в виде пластинок средней величины при отличающихся от вышеприведенных условиях работы. Относительно влияния гетерогенности металлической основы структуры на износостойкость чугуна имеются разные мнения. Некоторые исследователи [2] считают, что правило Шарпи не всегда действительно в отношении к антифрикционным сплавам, другие доказывают необходимость соблюдения этого правила при обеспечении износостойкости сплава. По-видимому, необходимость соблюдения правила Шарпи зависит от вида износа, обусловленного конкретными условиями эксплуатации.

Данным исследованием установлено, что колеса из ферритного чугуна (чугуны в таблице под номерами 1 и 2) изнашивались вследствие схватывания, опасность появления которого наблюдается в наибольшей степени в период приработки. На колесах из перлитного чугуна (чугун в таблице под номером 3) явлений схватывания не обнаружили. Это объясняется тем, что в перлите на местах менее прочной фазы образуются в период приработки резервуары смазки, которые уменьшают пятно фактического металлического контакта в паре трения. Это обстоятельство является доказательством действительности правила Шарпи в данных условиях и хорошо согласуется работами К. В. Савицкого и И. В. Шварцмана [2], а также В. П. Гречина [3]. Следовательно, гетерогенность структуры металлической основы безусловно необходима для получения антифрикционных свойств чугуна в вышеуказанных условиях. При этом желательнее, чтобы упрочняющая фаза была в виде сетки или мельчайших выделений по границам и внутри зерна, блокирующих деформацию сдвига. Такую структуру имеет чугун, указанный в таблице 1 под номером 3; по химическому составу и механическим свойствам чугун соответствует марке СЧ 18—36 по ГОСТу 1412-54. По вышеизложенным соображениям нет необходимости применять в качестве материала зубчатого колеса чугун более высокой марки согласно требованию чертежа.

Выводы

1. Причиной быстрого изнашивания косозубых колес, применяемых в открытых передачах с вышеуказанными условиями, является схватывание.

2. Наибольшую устойчивость в условиях износа схватыванием имеет чугун перлитной структурой, содержащей графит в виде завихренных пластинок средней величины.

3. В условиях данной передачи нельзя применить в качестве материала колеса ферритный чугун, имеющий в структуре псевдоэвтектический дендритообразный графит, т. е. чугун, получаемый на заводе ТО ЭРСПО заливкой в кокиль.

4. Ввиду того, что заводу ТО ЭРСПО экономично применение прогрессивного метода литья в металлические формы, необходимо пересмотреть принятую технологию с целью обеспечения требуемой структуры чугуна. Для этого рекомендуется корректировать состав шихты и регулировать режим охлаждения отливок или применить такой вид термообработки, который обеспечивал бы перевод ферритной структуры чугуна в перлитную (например, нормализация).

ЛИТЕРАТУРА

1. Б. П. Гречин. Износостойкие чугуны и сплавы. Машгиз 1961.
2. М. М. Хрущев, А. Д. Курицына. Исследование изменений в строении рабочей поверхности баббита в процессе трения и изнашивания. Сб. «Трение и износ в машинах» V, АН СССР, 1950, стр. 76—82.
3. К. И. Савицкий, Я. К. Шварцман. Влияние гетерогенности упрочнения на характеристики трения и изнашивания. Исследования по физике твердого тела, АН СССР, 1957.

L. Valdma, E. Sepp

Über den Einfluss des Mikrogefüges auf die Verschleissfestigkeit gusseiserner Schiefzahnräder im offenen Schneckengetriebe

Zusammenfassung

Im Artikel werden die Resultate eines Versuches in bezug auf den Einfluss des Mikrogefüges auf die Verschleissfestigkeit der gusseisernen Schiefzahnräder beschrieben, die in offenen Schneckengetrieben angewendet sind. Es wurden Versuche mit drei verschiedenen Mikrogefügen angestellt, von denen unter gegebenen Betriebsbedingungen das beste bestimmt wurde.

Х. И. Кабрал, Р. К. Мозберг

НЕКОТОРЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ТИПА TiC—Ni—Mo

Роль твердых сплавов в технике непрерывно возрастает. Их используют для изготовления не только твердосплавного инструмента, но и при изготовлении ряда конструкционных деталей, подверженных интенсивному изнашиванию в процессе работы [1].

Однако недостатком существующих твердых сплавов, в состав которых входят вольфрам и кобальт, является дефицитность и высокая стоимость этих металлов.

В связи с этим в ряде зарубежных стран разработаны новые твердые сплавы, не имеющие в своем составе вольфрама и кобальта. Это в основном твердые сплавы на базе карбида титана, в качестве связующих в которых используются никель и молибден.

На основе данных патента [2] твердые сплавы TiC—Ni—Mo при содержании 10—35% связующей Ni и Mo имеют твердость 90-91HRA. Изготовленный из этих сплавов режущий инструмент имел в течение 26—28 минут работы износ всего 0,2286 мм.

По данным [3, 4] сплавы TiC—Ni—Mo имеют твердость 92,5 HRA, при сопротивлении изгибу в пределе 980—1080 Мн/м² и даже до 2740 Мн/м².

Исходя из высокой износостойкости и прочности твердых сплавов TiC—Ni—Mo, их рекомендуют использовать в качестве заменителей твердых сплавов типа ВК для режущего инструмента. При этом достигается весьма существенный экономический эффект. Ориентировочная себестоимость на единицу объема новых твердых сплавов в 10 раз ниже, чем твердых сплавов группы ВК.

Литературных данных о возможности использования твер-

дых сплавов TiC—Ni—Mo в качестве износостойких материалов в условиях абразивного износа нами не установлено.

Принятая нами работа предусматривает изучение износостойкости TiC—Ni—Mo сплавов в условиях изнашивания в струе абразива. В настоящей статье приводятся данные о составе изученных образцов, технологии их изготовления, а также некоторые данные о полученных структурах и свойствах образцов в процессе абразивного изнашивания.

В качестве исходных материалов для приготовления сплавов использовали порошок карбида титана, который содержит 18,6% С связанного и 0,2% С свободного, порошок молибдена с содержанием Mo 98,8% и электролитический порошок никеля.

В таблице 1 приведены данные о химическом составе, времени размола шихты, твердости и плотности спеченных образцов.

Таблица 1

№ п/п	Обозначение сплава	Состав, % (вес)			Время размола, час	Твердость, HRA	Плотность, г/см ³
		TiC	Ni	Mo			
1	15—2A	83	15	2	24	92,1	5,65
2	15—2Б	83	15	2	45	92,0	5,65
3	15—2B	83	15	2	73	91,9	5,65
4	9—9	82	9	9	10	93,5	5,80
5	20—20	60	20	20	8	91,0	6,76
6	25—25	50	25	25	8	89,7	7,22

При выборе количества Mo в связующей исходили из того, чтобы получить сплавы с максимальной твердостью. Известно [6], что в сплавах TiC—Ni—Mo максимальная твердость имеет место при содержании молибдена и связующей выше 7—8%.

0,4 кг порошковой шихты смешивали и размалывали в шаровой мельнице, футерованной пластинками твердого сплава, в среде этилового спирта. Размол и смешивание производилось в течение 8—73 часов с целью получения сплавов с разной величиной частиц карбидной фазы.

Прессование осуществлялось в стальных прессформах, смазываемых олеиновой кислотой. Удельное давление прессования 93 Мн/м².

Образцы в количестве 18 штук укладывались в графитовые лодочки с засыпкой и спекались в печи с графитовым нагревателем в среде водорода.

Предварительное спекание прессовок вели при температуре 973°K в течение 60 минут. Спекание проводилось по режиму: 30-минутный подъем температуры до 1663°K, выдержка

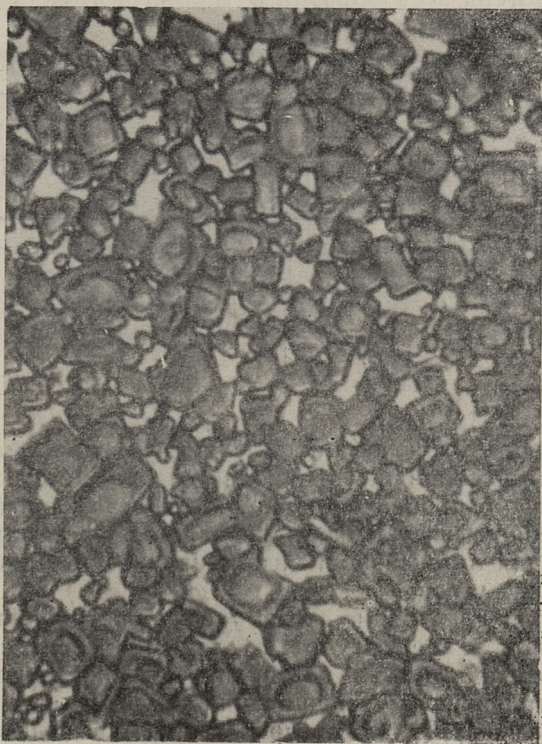
при 1663°K в течение 40 минут, охлаждение с печью до температуры 873°K, а затем в холодильнике.

После спекания определялась плотность, твердость (таблица 1) и пористость по ГОСТу 9391-60, которая допускалась до 0,3%.

Для всех исследованных структур характерными являются следующие фазы: кристаллы карбида титана, окруженные кольцевой структурой, которая по данным рентгеновского фазового анализа является сложным карбидом типа $(Ti, Mo)_C$, и твердый раствор Ni, Ti, Mo в качестве связующей.

На фиг. 1 приводится типичная микроструктура сплава TiC—Ni—Mo.

Различие в структурах сплавов разного состава заключалось в относительном количестве связующей фазы и в степени развитости кольцевой структуры.



Фиг. 1. Микроструктура сплава TiC—Ni—Mo. Травление щелочным раствором железосинеродистого калия; увеличение 2000×

Обращает на себя внимание тот факт, что с увеличением молибдена в составе связующей фазы количество кольцевой структуры увеличивается. Микротвердость оболочки зерна составляет порядка 3000 кг/мм^2 (29400 Мн/мм^2), твердость сердцевины 1900 кг/мм^2 (18620 Мн/мм^2).

С увеличением количества молибдена в сплаве измельчаются карбидные зерна и сплав получается более мелкозернистым. На износ образцы испытались на центробежном ускорителе [5]. Для этого неподвижные образцы устанавливались вокруг вращающегося ротора под углами 30 , 60 и 90° к направлению струи кварцевого песка (фракция $0,40\text{—}0,65$), скорость движения которого на выходе из каналов ротора составляла 150 , 175 и 200 м/сек . Образцы взвешивались до и после испытаний с точностью $\pm 0,1 \text{ мг}$ и определяли относительный износ по отношению к эталону (сталь марки Ст. 3), а также интенсивность изнашивания K . За интенсивность изнашивания принималась потеря веса образца в миллиграммах на один кг абразивной массы песка.

Полученные данные об интенсивности изнашивания от угла атаки приведены в таблице 2.

Таблица 2

Зависимость интенсивности изнашивания от угла атаки при скорости $v = 200 \text{ м/сек}$

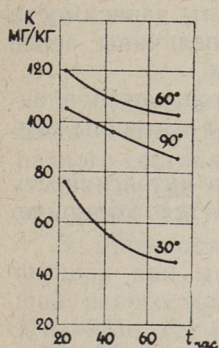
Обозначение сплава	Угол атаки		
	30°	60°	90°
9—9	59,0	112	117
20—20	199,0	262	230
25—25	301,0	345	315

Из результатов испытаний следует, что максимальная интенсивность изнашивания наблюдается при углах от 60° до 90° и зависит от процентного содержания связующей в сплаве. С уменьшением связующей увеличивается хрупкость сплава и максимальная интенсивность изнашивания смещается в сторону больших углов.

Из таблиц 1 и 2 видно, что с увеличением количества связующей фазы в пределах от 18 до 50% твердость сплава уменьшается практически по закону прямой пропорциональности, а интенсивность изнашивания увеличивается.

Существенный интерес представляет выяснить наличие или отсутствие зависимости износостойкости изготовленных образцов от величины зерна карбидной фазы. Однако образование кольцевой структуры вокруг зерен TiC , а также весьма

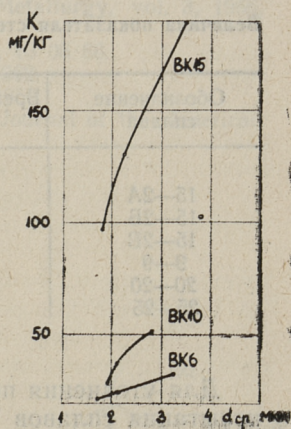
мелкозернистые образцы, которые были получены из порошков, подвергнутых значительной длительности размола, не позволили установить непосредственно на микрошливах размеры карбидных частиц. Поэтому на фиг. 2 приводятся пока-



Фиг. 2. Зависимость интенсивности изнашивания от времени размола порошковой шихты

затели износостойкости сплавов 1, 2, 3 (табл. 1) состава TiC—Ni—Mo, подвергнутых размолу соответственно в течение 24, 45 и 73 часов. Естественно, что при прочих равных условиях технологического процесса изготовления образцов из этих порошков размер частиц TiC должен уменьшаться по мере увеличения времени размола. Из фиг. 2 можно заключить, что длительность размола (а значит и величина зерна карбидной фазы) при всех углах атаки весьма существенно влияют на износостойкость, которая тем выше, чем мельче частицы карбидной фазы.

Фиг. 3. Зависимость интенсивности изнашивания от величины зерна карбида вольфрама



Учитывая известную аналогию в строении изучаемых твердых сплавов со сплавами группы ВК, были проведены дополнительные опыты с тремя сплавами этой группы (ВК 6, ВК 10 и ВК 15) с различной величиной зерен WC. Испытания на износ проводились при скорости абразивной струи 150 м/сек при угле атаки 30°. На фиг. 3 приведены результаты зависимости интенсивности изнашивания этих сплавов от величины зерен WC, которые были замерены на микрошлифах.

Как видно, и в этих случаях подтверждается установленная зависимость интенсивности изнашивания от величины карбидных частиц в структуре.

Многими исследователями установлено, что интенсивность изнашивания при абразивной эрозии описывается эмпирическим уравнением:

$$K = av^m,$$

где

K — интенсивность изнашивания,

v — скорость удара,

m — показатель степени,

a — коэффициент.

При этом указывается, что m зависит от свойств металла и угла атаки.

Полученные в данной работе результаты позволили уточнить свойства, от которых зависит показатель степени.

Из таблицы 3 видно, что показатель степени m изменяется в сторону увеличения с увеличением времени размола шихты. Кроме того, показатель степени m изменяется с изменением процентного содержания связующей Ni—Mo.

Таблица 3

Величина показателя степени m в зависимости от времени размола шихты и содержания связующей

Обозначение сплава	Время размола, час	Показатель степени при α°		
		30	60	90
15—2А	24	3,3	2,2	2,1
15—2Б	45	3,6	2,3	2,1
15—2В	73	3,7	2,5	2,1
9—9		4,0	3,2	2,2
20—20		3,2	2,1	2,0
25—25		3,4	2,6	2,5

Для уточнения полученных результатов были произведены испытания сплавов WC—Co с различной величиной зерна и

процентным содержанием связующей, которые подтвердили существование зависимости величины износостойкости от величины зерна карбидной фазы и процентного содержания связующей.

Выводы

1. Изучена микроструктура и некоторые свойства (твердость, износостойкость) изготовленных образцов TiC—Ni—Mo разного состава.

2. Твердость изученных образцов находилась в пределах 90—93,5 HRA.

3. Износостойкость твердых сплавов TiC—Ni—Mo наивысшая при малых углах атаки абразивной струи. Наивысшей износостойкостью обладают материалы состава TiC—9Ni—9Mo. По сравнению со сталью Ст. 3 износостойкость их в 25÷51 раз выше и зависит от угла атаки.

4. Износостойкость понижается с увеличением количества связующей в составе сплавов и с увеличением величины карбидных зерен. Аналогичное явление имеет место и у твердых сплавов типа ВК.

5. Показатель степени n зависит от величины карбидной фазы (времени размола шихты) и количества связующей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ю. В. Волков и др. Долговечность машин, работающих в абразивной среде. Москва 1964.
2. D. Moskowitz, M. Humenik. Cemented. Titanium Carbide Cutting Tools. Modern Developments in Powder Metallurgy, vol. 3, 1966, p. 81—93.
3. Французский патент № 1 218 945 кл. С 22с, 13 05 60.
4. Керметы. Издательство иностранной лит., 1962.
5. И. Клейс. Труды ТПИ, серия А, № 168, 1959.
6. M. Humenik, N. Parikh. Cermets I. Journal of the American Ceramic Society, vol. 39, No 6, 1956, p. 60—63.

The Results of the Investigation of the Structure and Qualities of Firm Alloys TiC-Ni-Mo

Summary

The article gives a description of the alloys, and the analysis of the difference between the alloys TiC-Ni-Mo and WC-Co in order to prove that they are erosion-wear resistant and suggests that they should be used instead of the alloys WC-Co.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ю. В. Волков и др. Долговечность машин, работающих в абразивной среде. Москва 1961.
2. D. Moskowitz, M. H. Hines, R. C. Gernick, Titanium Carbide Cutting Tools: Modern Developments in Powder Metallurgy, vol. 3, 1966, p. 47-68.
3. Французский патент № 1218245 кл. С 22С 13 05 60.
4. Копиями. Независимо изобретено автором, 1962.
5. H. K. J. G. T. van Tille, conun A. № 168, 1959.
6. M. H. Hines, R. C. Gernick, Journal of the American Ceramic Society, vol. 38, No. 6, 1955, p. 60-63.

Ю. А. Тадольдер

**О ВЛИЯНИИ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ
АБРАЗИВНОГО ЗЕРНА ПРИ УДАРНОМ ИЗНАШИВАНИИ**

Влиянию формы и размеров абразивных частиц на режущую способность при шлифовании посвящено много работ [1, 2, 3, 4 и др.]. Влияние геометрической формы абразивных частиц при изнашивании в струе абразива еще мало исследовано, ибо названный вид изнашивания сам пока мало изучен.

Влияние формы абразивных частиц при том или другом виде воздействия различно. Абразивные зерна в абразивном круге или на абразивной шкурке действуют на обрабатываемую деталь многократно, изменяя свою форму в процессе работы. Поэтому система параметров, достаточная для характеристики первоначальной геометрии, не может быть использована для изношенных или разрушенных частиц. При изнашивании в потоке абразивных частиц абразивное зерно участвует в процессе воздействия только один раз, поэтому первоначальные характеристики зерна, включая и его геометрическую форму, характеризуют его абразивные свойства полностью.

Из проведенных в работе [5] опытов следует, что форма абразивной частицы является наряду с прочностными характеристиками одним из главных факторов, влияющих на интенсивность изнашивания. Так, например, при скорости удара $v = 82$ м/сек при применении в качестве абразива стеклянного порошка, частицы которого имеют остроугольную форму, износ во много раз больше, чем в случае нормального кварцевого песка с округлой формой частиц.

Следовательно, при расчетах деталей на ударный износ количественный показатель, который учитывал бы форму абразивных частиц, имеет очень важное значение.

Таким показателем был определен коэффициент формы абразива M [5].

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

где M — коэффициент формы абразива,
 $N_{\text{ср}}$ — среднее число выступов зерна,
 $r_{\text{ср}}$ — средний радиус скругления выступов
 $N_{\text{ср}}$ и $r_{\text{ср}}$ определяются по следующим формулам:

$$N_{\text{ср}} = \frac{\Sigma N}{n},$$

где ΣN — общее число выступов,
 n — число измеренных частиц;

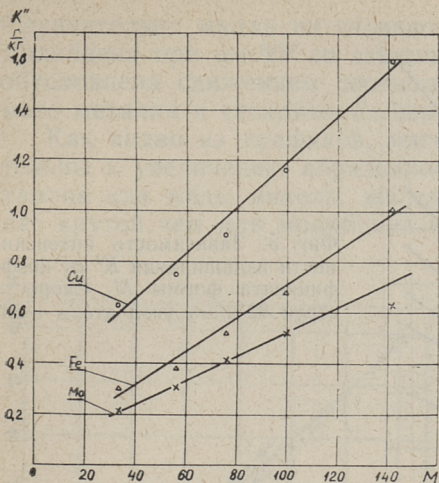
$$r_{\text{ср}} = \frac{\Sigma r}{\Sigma N}$$

где Σr — сумма всех измеренных радиусов скруглений вершин.

Как следует из приведенной формулы, абразивные свойства зерна, зависящие от его геометрической формы, зависят от числа выступающих углов и от их остроты, т. е. от радиусов скругления. Выступы, имеющие малые радиусы скругления вершины угла, имеют большую способность внедряться в поверхность, а увеличение выступающих углов ведет к увеличению вероятности, что зерно ударяется выступом. Оказалось, что определенный таким образом коэффициент формы частицы действительно характеризует ее абразивные свойства.

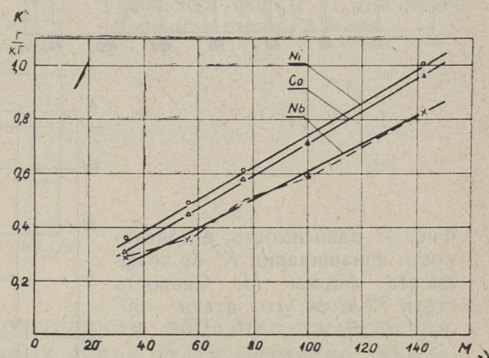
Количество выступов $N_{\text{ср}}$ и величину среднего радиуса скругления $r_{\text{ср}}$ можно при вычислении коэффициента M определять и по одной проекции зерна, так как соотношение коэффициентов M , определяемых по трем и по одной проекциям, оказалось постоянным. Для нормального кварцевого песка, измельченного нормального песка и стеклянного порошка это соотношение было 2,5—2,6.

Для выявления зависимости интенсивности изнашивания от геометрической формы абразивной частицы — выраженной через M , подвергались испытанию ряд технически чистых металлов: медь, никель, железо Армко, кобальт, молибден, ниобий. Опыты проводились на центробежном ускорителе, подробное описание которого дано в работе [6]. Абразивом служил нормальный кварцевый песок для испытания цемента (ОСТ 6139-52, $HV=800-1000 \text{ кг/мм}^2$) с разными коэффициентами формы — 33, 56, 76, 100. Зерна нормального кварцевого песка с разными формами были получены при его



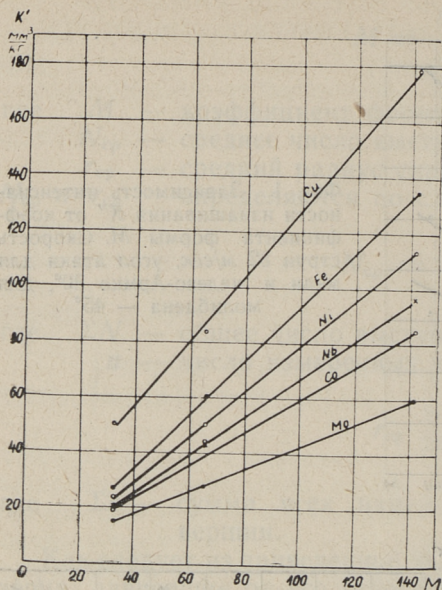
Фиг. 1. Зависимость интенсивности изнашивания K'' от коэффициента формы M . Скорость струи 82 м/сек, угол атаки для меди и железо-Армко 30°, для молибдена — 45°

Фиг. 2. Зависимость интенсивности изнашивания K'' от коэффициента формы M . Скорость струи 82 м/сек, угол атаки для никеля — 30°, для ниобия — 45°, для кобальта — 60°



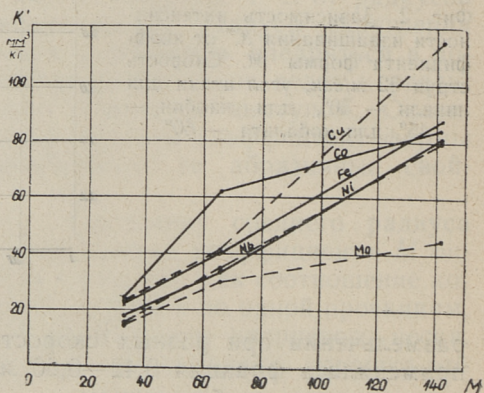
размельчении при разных скоростях удара. Для испытаний применялась фракция 0,42—0,60 мм, M определялся по 100 зарисованным изображениям.

Так как интенсивность ударного изнашивания зависит от угла атаки, то первая серия названных опытов была проведена на углах атаки, соответствующих максимуму интенсивности изнашивания. Результаты этих опытов приведены на фиг. 1 и 2, в виде графиков — коэффициент формы зерна M — интенсивность изнашивания K'' . Кроме абразивов, полученных из нормального кварцевого песка путем размельчения, на графиках имеются еще точки, полученные при испытании стеклянным порошком $M=142$. Как видно из приведенных графиков, между коэффициентом формы зерна, определен-



Фиг. 3. Зависимость интенсивности изнашивания K' от коэффициента формы M . Скорость струи 82 м/сек, угол атаки — 20°

Фиг. 4. Зависимость интенсивности изнашивания K' от коэффициента формы M . Скорость струи 82 м/сек, угол атаки — 90°

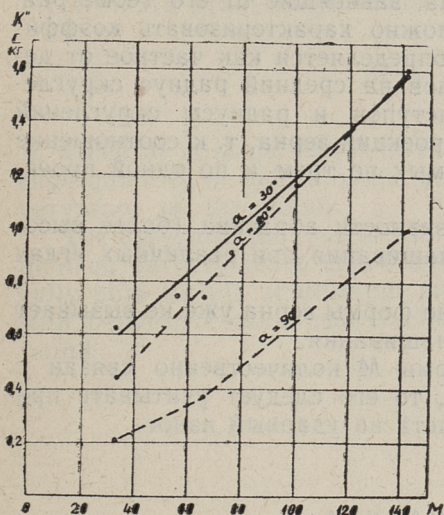


ным по вышеизложенному методу и интенсивностью изнашивания существует линейная зависимость.

Вторая и третья серия опытов были проведены при углах атаки 20 и 90°. В качестве абразивов применялись нормальный кварцевый песок $M=33$ и 66 и стеклянный порошок $M=142$. Результаты этих опытов приведены на фиг. 3 и 4. Как видно из приведенных опытных данных, линейная зависимость между M и K' сохраняется и при $\alpha=20^\circ$. При $\alpha=90^\circ$ линейная зависимость в большинстве случаев нарушается.

Сравнительно малая интенсивность изнашивания кобальта и молибдена при $\alpha = 90^\circ$ со стеклянным порошком может быть обусловлена снижением соотношения твердостей испытываемого металла и стеклянного порошка.

Как видно из графиков, мягкие металлы более чувствительны к увеличению абразивности абразива. Для таких металлов как медь, никель, железо Армко подъем кривой более крутой, чем для молибдена, кобальта, ниобия (см. фиг. 3).



Фиг. 5 Зависимость интенсивности изнашивания K'' от коэффициента формы M для меди. Скорость струи 82 м сек.

Влияние увеличения абразивности абразива на интенсивность изнашивания при разных углах атаки различно. Увеличение M ведет к более быстрому росту K при меньших значениях α , и это особенно у мягких металлов (см. фиг. 5). Эти данные полностью соответствуют результатам ранее проведенных опытов, где было замечено, что увеличение абразивности абразива ведет к уменьшению угла атаки, соответствующего максимальной интенсивности изнашивания.

Как показали дополнительные опыты при $M > 150-160$, изменение формы зерна уже не вызывает увеличения интенсивности изнашивания.

Следует еще отметить, что вышеприведенное действительно в том случае, когда отношение твердостей абразивного материала и изнашиваемого металла достаточно велико — в два и более раза. Абразивность абразива определяется не только твердостью и геометрической формой зерна, но и прочностными характеристиками. Именно поэтому для

этих опытов применялись абразивные зерна из одного исходного материала (кроме стеклянного порошка), что дало возможность выявить влияние геометрической формы на абразивность, оставляя другие характеристики неизменными.

Заключение

Абразивные свойства зерна, зависящие от его геометрии, при ударном изнашивании можно характеризовать коэффициентом формы M , который определяется как частное от деления среднего числа выступов на средний радиус скруглений вершины угла. Число выступов и радиусы скруглений можно определять по одной проекции зерна, т. к. соотношение коэффициентов M , определяемых по трем и по одной проекциям, постоянное.

Влияние увеличения абразивности абразива (более высокой M) на интенсивность изнашивания при различных углах атаки разное.

При $M > 150-160$ изменение формы зерна уже не вызывает увеличения интенсивности изнашивания.

Так как коэффициент формы M количественно связан с интенсивностью изнашивания, то его следует учитывать при составлении формул для расчета на ударный износ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Д. Б. Ваксер. Пути повышения производительности инструмента при шлифовании, 1964.
2. Д. Б. Ваксер. Исследование геометрии и размеров абразивного зерна. «Абразивы», 1956.
3. Л. В. Худобин. Анализ геометрии абразивных зерен. Труды Ульяновского политехнического института, 1966.
4. Макадамс. Статистическая многогранная модель абразивного зерна. Труды Американского общества инженеров-механиков. Русский перевод, 1963—1964.
5. Ю. А. Тадольдер. Влияние геометрии абразивного зерна на интенсивность изнашивания металлов в потоке абразивных частиц. Труды Таллинского политехнического института, серия А, № 237, 1966.
6. И. Клейс. Машина для исследования изнашивания свободным абразивом. Труды Таллинского политехнического института, серия А, № 152, 1958.

Abrasive Particle Shape Effect on Erosion

Summary

Erosion of metals caused by a stream of solid particles depends on particle shape. For characterizing geometrical shape, the abrasive grain shape factor was determined:

$$M = \frac{N_k}{r_k},$$

in which M is shape factor of the abrasive particle, N_k — average quantity of points of the particle, r_k — average radius of curvature of the points.

The experimental results confirm that erosion loss is dependent on particle shape characterized by M . For several technically pure metals at different angle of impact, linear relationship between erosion rate factor K and shape factor M was found.

УДК 620.178.167.

Х. Х. Лепиксон, Р. В. Сиймпозг.

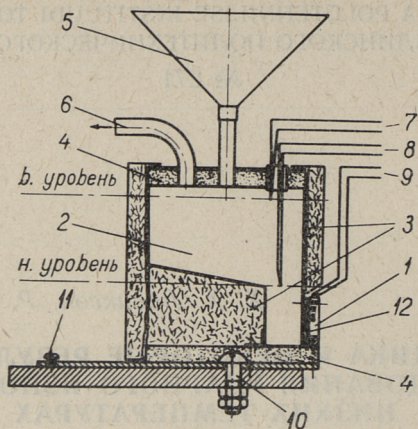
МЕТОДИКА И НЕКОТОРЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ УДАРНОГО ИЗНОСА ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Изнашивание металлов в абразивном потоке исследовано в основном при комнатной температуре [1, 2, 3, 4, 5]. Опубликованы некоторые работы по изучению ударной эрозии и при повышенных температурах [6, 7, 8, 9]. Для всестороннего исследования механизма изнашивания и для решения некоторых вопросов, представляющих интерес в практике, важно изучить и изнашивание металлов в абразивном потоке при низких температурах. В настоящей статье приведена разработанная на кафедре «Детали машин» Таллинского ПИ методика исследования абразивного износа при таких условиях, а также некоторые полученные результаты.

Методика испытаний и полученные результаты

Опыты были проведены на центробежном ускорителе абразивных частиц, сконструированном в Таллинском политехническом институте [10].

Образцы 1, изнашиваемые при испытании, охлаждались жидким азотом. Для этого они прикреплялись к передней стенке охладителя 2, изображенного на фиг. 1. Охладитель изготовлен из тонколистовой бронзы и изолирован снаружи стекловатой 3 и войлоком 4. Охладитель заполнялся азотом через воронку 5 до верхнего уровня. Пары азота выходили из охладителя через трубку 6. При помощи винта 10 охладитель крепился к центробежному ускорителю как и обычные образцодержатели. Желаемый угол атаки фиксировался винтом 11. Индикаторами уровня азота служили медно-константановые термопары 7 и 8. Температура образца измерялась термопарой 9 такого же типа и регулировалась картонными



Фиг. 1. Схема охладителя образцов

прокладками 12, установленными между образцом и стенкой охладителя. Установка позволяет испытывать материалы при температурах от $+20$ до -160°C .

В качестве абразивного материала использовался сухой фракционированный кварцевый песок, в основном Волжского карьера, соответствующий ОСТу 6139-52, и карьера Мяннику (расположенного недалеко от Таллина). Те же самые абразивы употреблялись и в большинстве других исследований, проведенных в Таллинском ПИ.

Для определения средней выходной скорости абразивных зерен и количества абразива, попадающего на образец, измерялись углы выхода абразива по методике, данной в работе [11]. Скорости удара частиц взяты из работы [2] с предположением, что скорости одинаковых фракций при идентичных углах выхода для разных песков равны. Опыты проводились при скоростях удара абразивной струи 29, 43 и 82 м/сек.

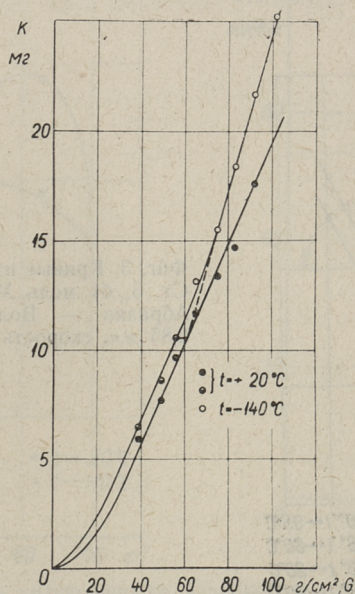
Исследовались следующие материалы:

1. Сталь Ст. 3 — как эталонный материал во многих работах по исследованию износа и как сталь, имеющая заметные изменения ударной вязкости в интервале исследуемых температур.
2. Медь МЗ — как материал, не подверженный хладноломкости.
3. Белый чугун — как наиболее характерный хрупкий материал.

Величина износа образцов была определена взвешиванием с точностью $\pm 0,1$ мг. Под интенсивностью изнашивания K' мм³/кг подразумевается потеря объема образца, в мм³, соответствующая износу, создаваемому одним килограммом абразива, попадающего на образец при установившемся режиме изнашивания. Каждая точка на графиках (фиг. 2 до 7) получена как средний результат опытов с тремя образцами.

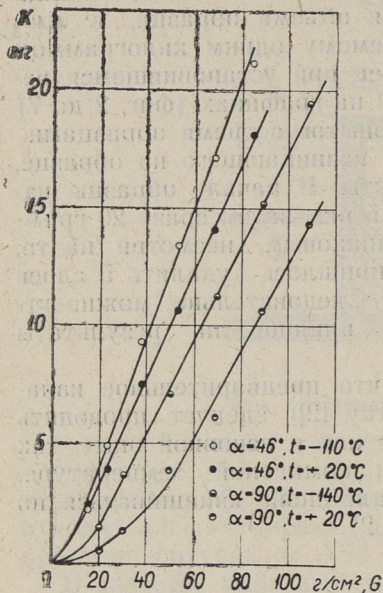
Чтобы выяснить влияние инея, возникающего на образце, были проведены специальные опыты. В начале образцы изнашивались 4 граммами песка по 5 раз, затем сразу 20 граммами песка. Износ оказался одинаковым, несмотря на то, что в ходе первой серии опытов пришлось удалить 5 слоев инея, а во второй — только один. Следовательно, можно утверждать, что иней не оказывает влияние на результаты опыта.

Опытным путем установлено, что предварительное изнашивание образцов (т. н. приработку [2]) следует проводить при такой же низкой температуре как и основной опыт, так как образцы, приработанные при комнатной температуре, стали после их охлаждения вначале снова изнашиваться по неустановившемуся режиму (фиг. 2).

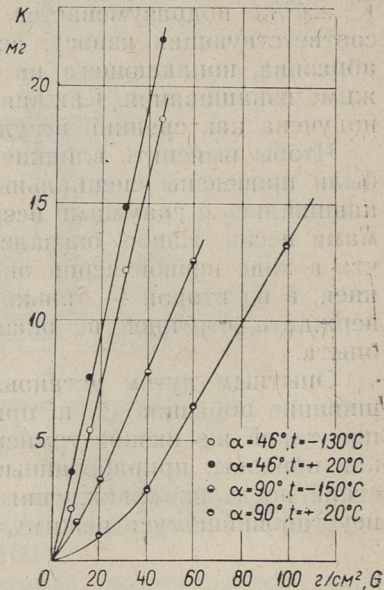


Фиг. 2. Кривые изнашивания. Материал — сталь Ст. 3, абразив — Волжский песок 0,6...1,0 мм, скорость струи — 82 м/сек, $\alpha \approx 90^\circ$

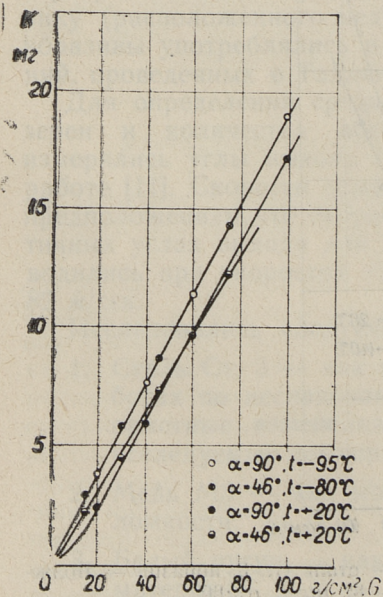
а



б



в



Фиг. 3. Кривые изнашивания: а) сталь Ст. 3, б) медь МЗ, в) белый чугун. Абразив — Волжский песок 0,5... 0,85 мм, скорость струи — 82 м/сек

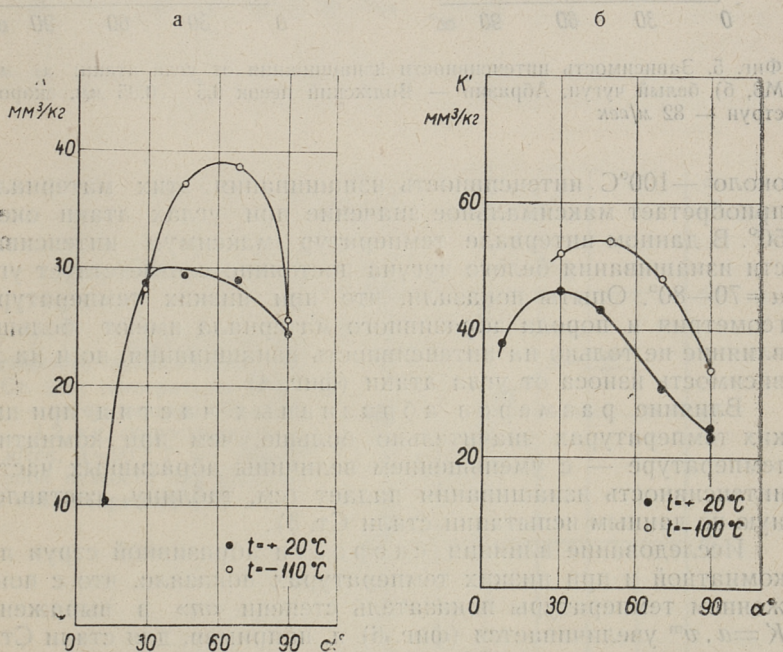
Для уточнения результатов опытов при низких температурах одновременно изнашивали при комнатной температуре контрольные образцы.

Некоторые результаты опытов приведены на фигурах 3—7.

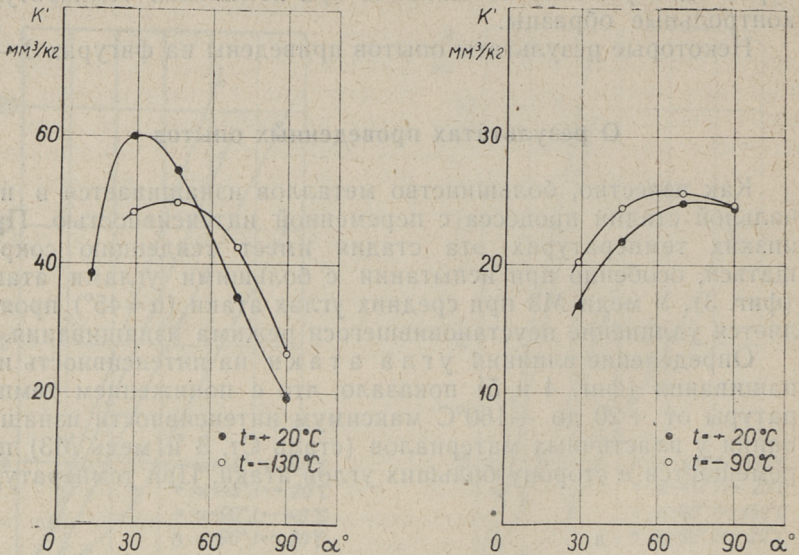
О результатах проведенных опытов

Как известно, большинство металлов изнашивается в начальной стадии процесса с переменной интенсивностью. При низких температурах эта стадия имеет тенденцию сокращаться, особенно при испытании с большими углами атаки (фиг. 3). У меди МЗ при средних углах атаки ($\alpha \approx 45^\circ$) проявляется удлинение неустановившегося режима изнашивания.

Определение влияния угла атаки на интенсивность изнашивания (фиг. 4 и 5) показало, что с понижением температуры от $+20$ до -160°C максимум интенсивности изнашивания у пластичных материалов (сталь Ст. 3 и медь МЗ) перемещается в сторону больших углов атаки. При температуре



Фиг. 4. Зависимость интенсивности изнашивания от угла атаки для стали Ст. 3 при скорости струи 82 м/сек. Абразив: а) Волжский песок 0,5...0,85 мм, б) песок карьера Мяннику 1,0...1,2 мм

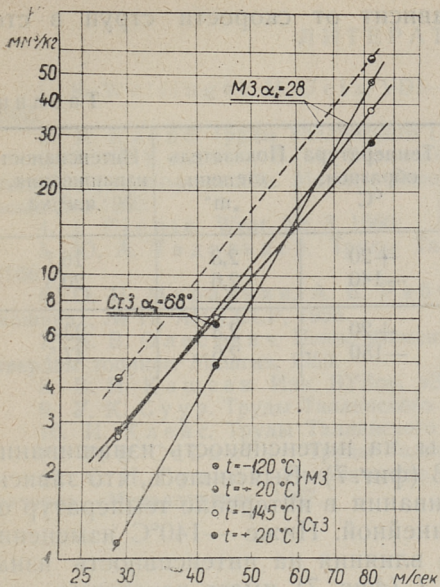


Фиг. 5. Зависимость интенсивности изнашивания от угла атаки: а) медь МЗ, б) белый чугун. Абразив — Волжский песок 0,5...0,85 мм, скорость струи — 82 м/сек

около -100°C интенсивность изнашивания этих материалов приобретает максимальное значение при углах атаки около 50° . В данном интервале температур максимум интенсивности изнашивания белого чугуна постоянно соответствует углу $\alpha = 70-80^\circ$. Опыты показали, что при низких температурах геометрия и порода абразивного материала имеют большое влияние не только на интенсивность изнашивания, но и на зависимость износа от угла атаки (фиг. 4).

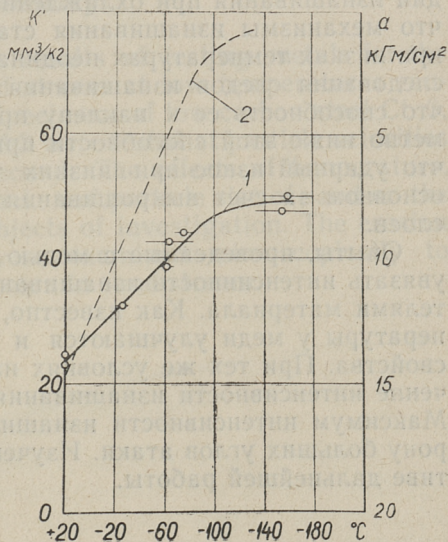
Влияние размеров абразивных частиц при низких температурах значительно больше, чем при комнатной температуре — с уменьшением величины абразивных частиц интенсивность изнашивания падает (см. таблицу, составленную по данным испытаний стали Ст. 3).

Исследование влияния скорости абразивной струи при комнатной и при низких температурах показало, что с понижением температуры показатель степени « m » в выражении $K = a \cdot v^m$ увеличивается (фиг. 6) и, например, для стали Ст. 3 при температуре -145°C приобретает значение 2,6 (при комнатной температуре для закаленной стали 45 $m = 2,5$, для белого чугуна $m = 2,8$). Интенсивность изнашивания меди МЗ



Фиг. 6. Зависимости интенсивности изнашивания от скорости струи. Абразив — Волжский песок 0,5...0,85 мм

Фиг. 7. 1 — зависимость интенсивности изнашивания стали Ст. 3 от температуры. Абразив — песок карьера Мяннику 1,0...1,2 мм, скорость струи — 82 м/сек, $\alpha = 90^\circ$; 2 — кривая ударной вязкости для испытуемой стали (пример) [12]



при температуре -120°C зависит от скорости струи в степени 3,6.

Таблица

Размеры абразивных частиц (из карьера Мяннику)	Скорость струи, м/сек	Температура образцов, $^{\circ}\text{C}$	Показатель степени, „ш“	Интенсивность изнашивания, в $\text{мм}^3/\text{кг}$
0,3 — 0,4 мм	72	+20	2,3	16,7
		-140	2,6	20,5
1,0 — 1,2 мм	82	+20	2,3	23,0
		-150	2,6	47,5

Влияние температуры на интенсивность изнашивания исследовалось на стали Ст. 3 (фиг. 7). Выяснилось, что зависимость интенсивности изнашивания в интервале температур от $+20$ до -90°C является линейной. Ниже -140°C изменение температуры существенного влияния на интенсивность изнашивания не имеет. Кривая 1 (фиг. 7) имеет некоторую аналогию с кривой ударной вязкости 2, но эффект хладноломкости при изнашивании металлов не так велик как при испытании на ударную вязкость.

Ранее отмеченное появление вновь неустановившейся стадии изнашивания при охлаждении образцов указывает на то, что механизмы изнашивания стали Ст. 3 при комнатных и при низких температурах неодинаковы. Микроскопические исследования следов изнашивания стали Ст. 3 подтверждают, что способность ее к наклепу при низких температурах заметно ниже этой способности при комнатной температуре и что ударный износ при низких температурах происходит в основном за счет выкрашивания частичек из поверхностных слоев.

Опыты, проведенные с медью МЗ, показали, что трудно увязать интенсивность изнашивания с механическими показателями материала. Как известно, в связи с понижением температуры у меди улучшаются и прочностные и вязкостные свойства. При тех же условиях наблюдалось заметное увеличение интенсивности изнашивания при больших углах атаки. Максимум интенсивности изнашивания перемещался в сторону больших углов атаки. Изучение этих проблем в перспективе дальнейшей работы.

ЛИТЕРАТУРА

1. K. Wellinger, H. Uetz. VDI—Forschungsheft. Ausg. B 21 (449), 1955.
2. И. Клейс. Труды Таллинского ПИ, серия А, № 168, 1959.
3. В. Н. Кашеев, В. М. Глазков. Изнашивание в потоке движущихся абразивных частиц. Методы испытания на изнашивание. Труды совещания, 1960.
4. I. Finnie. Wear. Nr. 3. 1960.
5. Ю. А. Тадольдер. Труды Таллинского ПИ, серия А, № 237, 1966.
6. О. Н. Муравкин, А. В. Рябченков. Сб. Трение и износ в машинах, № 11, АН СССР, 1956.
7. К. В. Олесевич. Износ элементов газовых турбин при работе на твердом топливе. Машгиз, 1959.
8. В. Н. Кашеев. Изв. ВУЗов, «Энергетика», № 3, 1959.
9. У. К. Суур. Труды Таллинского ПИ, серия А, № 192, 1962.
10. И. Клейс. Труды Таллинского ПИ, серия А, № 152, 1958.
11. Р. В. Сиймпоег. Труды Таллинского ПИ, серия А, № 217, 1965.
12. С. И. Гудков. Механические свойства стали при низких температурах, «Металлургия», 1967.

H. Lepikson, R. Siimpoe

Method and some Results of Testing Metals for erosive Action of Sand stream at low Temperatures

Summary

This paper deals with the results of testing metals for the erosive action of quartz sand stream at low temperatures ranging from +20 to -160° C. Specimens of low carbon steel Ct. 3, chilled cast iron and copper M3 were tested at particle velocities 29, 43 and 82 metres per second. The effects of temperature, particle velocity, angle of attack, and particle size of sand on the specimen surface were the objects of investigation. The erosion traces on worn surfaces were examined microscopically to disclose the mechanism of erosion in sand stream.

УДК 539.43.620.18

А. И. Ингерма

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО РАСТЯНУТОГО ЖЕЛЕЗА АРМКО В ПРОЦЕССЕ ЦИКЛИЧНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Известно аномальное поведение железоуглеродистых сплавов пластической деформации. В частности, наблюдается снижение предела усталости после предварительного растяжения в области малых пластических деформаций [1, 2, 3, 4].

В литературе имеются экспериментальные данные, показывающие снижение усталостной прочности деталей машин и конструкций после технологических операций, в которых эти детали подвергались пластическим деформациям [5, 6, 7].

При изучении причины снижения предела выносливости представляет интерес исследование металлографических особенностей образования и развития процессов сдвига, которые свойственны усталостным явлениям предварительно деформированных образцов.

В данной работе ставилась задача изучения кинетики изменения процессов сдвига в течение действия переменных напряжений предварительно пластически деформированных растяжением образцов.

Если металлы подвергаются переменным напряжениям, то в них происходят процессы пластической деформации. Эти процессы деформации называют скольжением (сдвигом), и происходят они в результате образования и движения дислокаций.

Методика исследований

В качестве материала исследования было выбрано железо Армко, термически обработанное на мелкое и крупное зерно [4].

Образцы на выносливость имели кольцевую выточку с радиусом $R = 10$ мм, которая делалась для того, чтобы фиксировать участок, где действуют максимальные напряжения и где

происходит разрушение образца в процессе циклического нагружения.

Последовательность подготовки образцов для металлографических исследований в процессе испытания на выносливость была следующая: электрополирование, химическое травление, пластическое растяжение, исследование микроструктуры после пластического растяжения, декорирование, отметка исследуемых мест на микротвердомере ПМТ-3, испытание на усталость и фотографирование.

Перед пластическим растяжением образцы проходили электрополировку, с целью подготовки поверхности к металлографическим исследованиям. Электролит был выбран по рекомендации Л. Я. Попилова [8] следующего состава: ортофосфорная кислота 65%, серная кислота 15%, хромовый ангидрид 6%, вода 14%.

После пластического растяжения участок кольцевой выточки подвергался микроструктурному исследованию на микроскопе МИМ-8. Наибольшее увеличение при микроструктурных исследованиях были порядка 600—700.

После пластического растяжения в пределах $e=0,6—1,6\%$ не наблюдалось никаких изменений в микроструктуре. После вторичного травления (после растяжения) полосы скольжения не выявились, хотя известно их существование.

Известно, что причиной выявления полос скольжения является избирательное травление областей металла, имеющих иное значение химического или электрохимического потенциалов в этих местах, чем в участках поверхности, далеких от полос скольжения. Так как полосы скольжения содержат в себе множество дислокаций, возникающих в результате пластической деформации, то они являются свежими и не окружены атмосферами Сноэка и Коттрелла и, следовательно, еще не возникает концентрационный неоднородности вблизи полос скольжения. Поэтому, чтобы сделать полосы скольжения травящимися, необходимо было образец подвергнуть искусственному старению — декорированию.

После предварительных опытов по декорированию было установлено, что наилучшее выявление полос скольжения получается после нагревания образца при 200°C в течение 30 минут. После декорирования рабочий участок образца подвергался вновь химическому травлению в течение 5—10 секунд.

На фиг. 1. I и 2. I приводится микроструктура с выявленными полосами скольжения после пластического растяжения и декорирования.

Полосы скольжения после пластического растяжения удалось выявить только на мелкозернистом железе Армко. Вы-

явление полос скольжения после пластического растяжения на крупнозернистом железе Армко после многочисленных попыток внутреннего и внешнего декорирования не увенчалось успехом.

После исследования микроструктуры образцов, проходящих пластическое растяжение, на микроскопе МИМ-8 отдельные характерные участки, где были найдены полосы скольжения, отмечались на микротвердомере ПМТ-3, с нагрузкой 50 граммов. Эти отметки позволили в дальнейшем провести металлографические исследования одного и того же места в процессе усталостных испытаний.

По измеренному на малом инструментальном микроскопе диаметру в кольцевой выточке рассчитывали действующие напряжения изгиба в опасном сечении и определили нагрузки для машины НУ.

Испытание на усталость велось до разрушения образца или до прохождения 10^7 циклов.

Результаты и обсуждение металлографических исследований

При металлографических исследованиях на микрофотографиях отмечались соответствующими стрелками и буквами следующие участки:

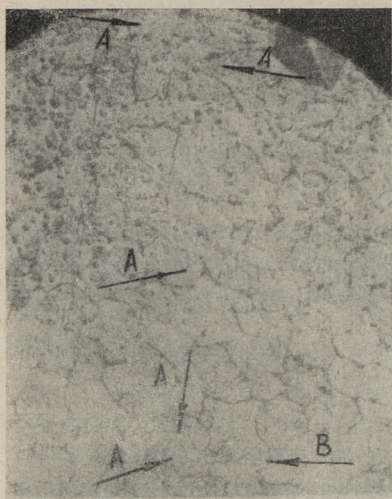
- A* — где полосы скольжения выявились после пластического растяжения и в процессе циклического нагружения развились как по длине и по ширине;
- B* — участок границы зерна, по которому в конечной стадии процесса усталости проходит трещина;
- C* — где усталостная трещина проходит по телу зерна;
- D* — где полосы скольжения возбуждают дислокационные источники в соседнем зерне, в результате чего в соседнем зерне образуется система полос скольжения;
- E* — где распространение полос скольжения к границам зерен остановлено барьерами.

Характеристикой длительности испытания на усталость между перерывами при микроструктурном исследовании (фотографировании) выбирали показатель относительной длительности.

Относительная длительность η при циклическом нагружении с напряжением σ_e выражается отношением

$$\eta = \frac{n}{N_k}$$

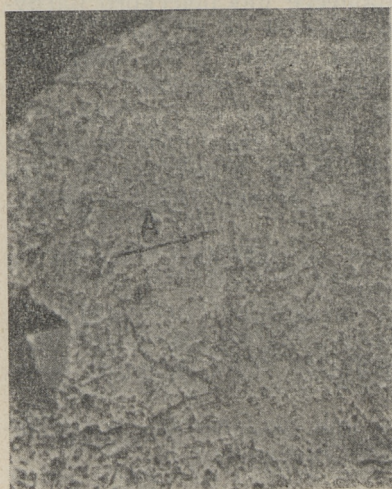
Фиг. 1—2. Процесс развития полос скольжения на предварительно растянутом мелкозернистом железе Армко в зависимости от относительной долговечности



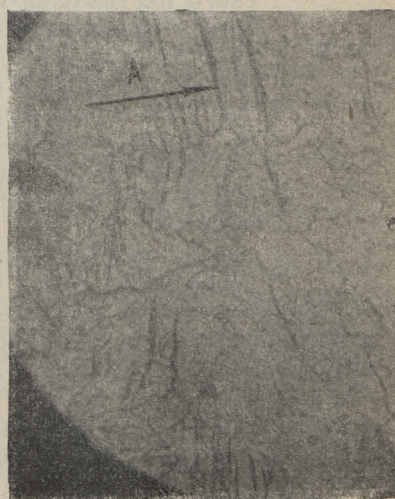
Фиг. 1. 1. $\sigma_e = 25,0$; $\eta = 0,0$



Фиг. 1. 2. $\sigma_e = 25,0$; $\eta = 1,0$



Фиг. 2. 1. $\sigma_e = 22,3$; $\eta = 0,0$



Фиг. 2. 2. $\sigma_e = 22,3$; $\eta = 1,0$

где

n — число циклов от начала циклического нагружения до перерыва, вызванного микроструктурным исследованием,

N_k — число циклов до разрушения образца.

Результаты металлографического исследования усталостного процесса мелко- и крупнозернистого железа Армко имеют большое различие, что требует их отдельного обсуждения.

Мелкозернистое железо Армко

Изменение микроструктуры исследовали при режимах циклического нагружения, приведенных в табл. 1.

Как видно из фиг. 1. I и 2. I, после пластического растяжения в некоторых зернах после декорирования и химического травления выявились полосы скольжения. Однако полосы скольжения, образующиеся после пластического растяжения, по виду заметно отличаются от полос скольжения, вызываемых циклическим нагружением. Полосы скольжения, образующиеся после пластического растяжения, являются более тонкими и для выявления их требуется декорирование и травление. В случае циклического нагружения полосы скольжения сразу получают довольно широкими и хорошо видимыми.

Таблица 1

Режимы циклического нагружения при микроструктурных исследованиях

	Напряжения циклического нагружения, σ_e кг/мм ²	Величина предварительной деформации растяжения, e %	Отношение действующих циклических напряжений к пределу выносливости	Отношение действующих циклических напряжений к пределу текучести	Число циклов до разрушения N_k	Соответствующие микрофотографии приведены на фигурах №
			$K\sigma = \frac{\sigma(e)}{\sigma(e=0)} \cdot 100$ %	$K = \frac{\sigma(e)}{\sigma_s} \cdot 100$ %		
мелкое зерно	25,0	1,4	116,0	102,5	290.000	1
	22,3	1,4	104,0	91,3	770.000	2
крупное зерно	21,2	0,80	122,0	141,0	180.000	3
	20,0	0,80	116,0	134,0	500.000	4
	18,8	0,80	109,0	126,0	810.000	5
	17,5	0,80	101,0	117,0	1500.000	6 и 7

Последующие изменения полос скольжения в процессе циклического нагружения сводятся к значительному расширению некоторых из них в более широкие полосы скольжения. Одновременно с расширением полос скольжения идет процесс их развития и по длине.

Наблюдаемая картина изменения микроструктуры в процессе циклического нагружения во многом не отличается от соответствующих процессов, описанных в других работах [9, 10].

На фиг. 2 (по стрелке *A*) хорошо видна кинетика развития полос скольжения как по ширине, так и по длине.

На фиг. 1 можно наблюдать аналогичную картину. На фиг. 1. 2 видна образовавшаяся микротрещина (правый нижний угол), которая имеет смешанный, т. е. как внутриверный (по стрелке *C*), так и межзеренный (по стрелке *B*) характер разрушения.

Однако нужно отметить, что межзеренное разрушение имеется местами там, где внутриверные трещины выходят на границу зерен и межзеренная трещина соединяет их. По этому в основном можно наблюдать внутриверную трещину.

Результаты данных исследований не совпадают с результатами исследования некоторых других работ [11, 12]. В этих работах показано, что у металлов, выявляющих при активной деформации площадку текучести, при действии высоких циклических напряжений, близких к пределу текучести, характерно межзеренное разрушение. При действии более низких напряжений разрушение связано с зарождением и развитием трещин в теле зерен.

Расхождение результатов исследований можно объяснить тем, что при предварительной пластической деформации растяжения, вероятно, происходит увеличение прочности границ зерен, и тем самым предотвращается межзеренное разрушение.

Крупнозернистое железо Армко

В данном случае не удалось выявить полосы скольжения после предварительного растяжения. В процессе циклического нагружения полосы скольжения появились сразу в начальных стадиях и для их обнаружения не требовалось травления.

Данное обстоятельство уже является существенным различием между действиями статических и циклических нагрузок.

Фиг. 3—5. Процесс развития полос скольжения на предварительно растянутом крупнозернистом железе Армко в зависимости от относительной долговечности



Фиг. 3. 1. $\sigma_e = 21,2$; $\eta = 0,167$



Фиг. 3. 2. $\sigma_e = 21,2$; $\eta = 1,0$



Фиг. 4. $\sigma_e = 20,0$; $\eta = 0,40$



Фиг. 5. $\sigma_e = 18,8$; $\eta = 0,54$

Режимы циклического нагружения, при которых исследовали изменение микроструктуры, приведены в табл. 1. Как видно из таблицы, при всех исследованиях циклического нагружения были больше статического предела текучести, что обязательно влияет на кинетику образования и изменения полос скольжения. Наверно по этой причине первый период усталости (отсутствие грубых полос скольжения) у крупнозернистого железа меньше, чем у мелкозернистого.

При действии высоких циклических напряжений (фиг. 3) характерно межзеренное разрушение. Микротрещина зарождается в межзеренном пространстве и развивается как по длине, так и по ширине вдоль границы между зёрнами. Одновременно происходит и развитие полос скольжения внутри зёрна. Обычно эти полосы скольжения начинаются от межзеренной микротрещины и дальнейшее развитие их происходит во внутрь зёрна. На фиг. 3. 2 виден характерный межзеренный усталостный излом.

С уменьшением циклических напряжений (фиг. 4) наблюдается смешанное развитие микротрещин. Микротрещина развивается как в межзеренном пространстве, так и внутри зёрна, причем один вид микротрещины соединяется с другим видом микротрещины.

На фиг. 5 видно развитие внутризеренной микротрещины, которая в дальнейшем вызывает образование полос скольжения в соседнем зёрне (по стрелке D). Таким образом, при циклических нагрузках наблюдается эстафетная передача деформации от зёрна к зёрну.

При действии циклических напряжений, близких к пределу выносливости, но значительно выше предела текучести, характерно внутризеренное развитие микротрещин (фиг. 6 и 7).

Полосы скольжения обычно начинают образовываться внутри зёрна и развиваются дальше к границе зёрна. Развитие полос скольжения к границе зёрна может быть иногда приостановлено барьерами (по стрелке E). Такими барьерами могут служить скопления дислокаций [10] или препятствия другого вида, как, например, выделяющаяся из твёрдого раствора фаза.

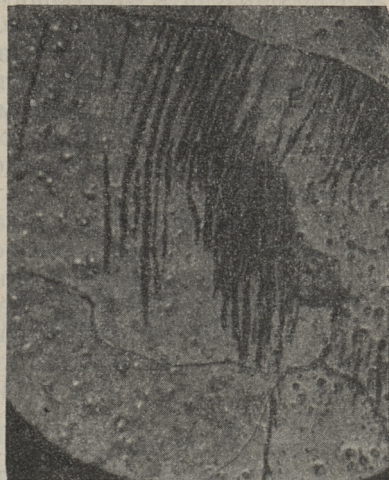
Таким образом, при высоких циклических напряжениях предварительно растянутое крупнозернистое железо Армко имеет межзеренный характер разрушения, а при низких (близких к пределу усталости) циклических напряжениях внутризеренный.

Такой различный вид разрушения в зависимости от величины действующих циклических напряжений, установлен и другими исследователями [11, 12, 13 и др.] для металлов, вы-

Фиг. 6—7. Процесс развития полос скольжения на предварительно растянутом крупнозернистом железе Армоко в зависимости от относительной долговечности



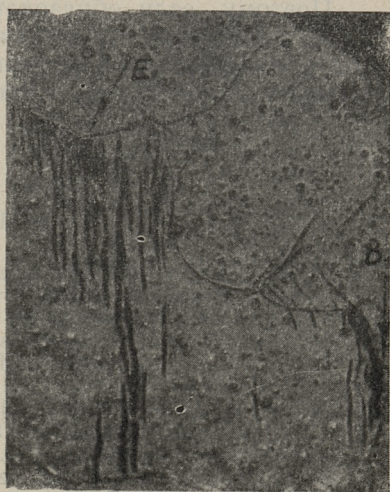
Фиг. 6. 1. $\sigma_e = 17,5$; $\eta = 0,02$



Фиг. 6. 2. $\sigma_e = 17,5$; $\sigma = 0,493$



Фиг. 7. 1. $\sigma_e = 17,5$; $\eta = 0,02$



Фиг. 7. 2. $\sigma_e = 17,5$; $\eta = 0,02$

являющих при активном деформировании площадку текучести. Снижение усталостной прочности образцов после пластической деформации растяжения по сравнению с недеформированными, исходя из металлографических наблюдений, можно объяснить следующим.

В результате предварительной пластической деформации в отдельных зернах образовались полосы скольжения, причем некоторые из них благоприятно ориентированы по отношению к циклическим напряжениям. Можно предполагать, что развитие таких благоприятно ориентированных полос скольжения в микротрещину происходит легче, чем образование и развитие новых.

Такой вывод можно считать правдоподобным, так как установлено, что в процессе усталости скольжение происходит по тем же атомным плоскостям и в тех же направлениях, что при действии статических нагрузок [14, 10].

Результаты металлографических исследований подтверждают предложенную в работе [4] модель, объясняющую зависимость предела усталости от величины предварительной деформации.

Согласно модели причиной снижения усталостной прочности после предварительной деформации можно считать образование во время предварительной деформации легкоподвижных (свободных от атомсфер или свежие) дислокаций, а также обратным движением замыкающих дислокаций скопления при меньших напряжениях обратного (к предварительному) нагружения.

Поэтому, если образование и развитие усталостной трещины происходит по полосам скольжения, образовавшимся при предварительной деформации, то по нашему мнению это не противоречит предлагаемой модели, а подтверждает ее.

ЛИТЕРАТУРА

1. Н. И. Черняк. Механические свойства стали в области малых пластических деформаций. Изд-во АН УССР, Киев, 1962.
2. Т. Сакурай, Т. Кавасаки, Х. Идзуми. Усталость и выносливость металлов. Сб. статей. Изд-во И-Л, 1963.
3. А. И. Ингерма. Труды ТПИ, серия А, № 219, 1965.
4. А. И. Ингерма. Труды ТПИ, серия А, № 237, 1966.
5. R. Schmidt. Luftwissen, Bd. 9, Nr. 9, 1942.
6. О. Хоргер, Г. Нейферт. Остаточные напряжения в металлах и металлических конструкциях. Сб. статей. Изд-во И-Л, 1957.
7. Р. Л. Мэтсон. Усталость металлов. Сб. статей. Изд-во И-Л, 1961.
8. Л. Я. Попилов. Технология электрополирования металлов. Машгиз, 1953.

9. G. C. Smith. Proc. Roy. Soc., 242 A, 1957, p. 189—197.
10. В. С. Иванова. Усталостное разрушение металлов. Metallurg-издат, 1963.
11. В. С. Иванова. ДАН, СССР, 1957, т. 114, № 3, стр. 537.
12. В. С. Иванова. Metallovedenie и термическая обработка металлов, 1960, № 4, стр. 33.
13. В. С. Иванова. Изв. АН СССР, ОТН, серия «Металлургия и топливо», 1962, № 6, стр. 90.
14. Г. С. Жданов. Физика твердого тела. Изд-во Московского университета, 1962.

A. Ingerma

Metallographic Observations of Preliminary Preloaded Armco Iron under Alternating Stresses

Summary

Metallographic observations of preliminary preloaded Armco iron under Alternating stresses have been carried out.

One of the reasons decreasing the fatigue limit preloaded at yield point appears to be the forming of the slip band at pre-loadings.

А. И. Ингерма

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОКРАТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМ СТАРЕНИЕМ НА ПРОЧНОСТЬ ЖЕЛЕЗОУГЛЕ- РОДИСТЫХ СПЛАВОВ

В настоящее время для повышения прочности металлов успешно применяются механико-термические обработки, разновидностью которых является многократная механико-термическая обработка (ММТО) [1, 2]. ММТО заключается в последовательном многократном деформировании металла, чередующемся с искусственным старением. Такая обработка за 4 — 6 циклов позволяет 1,5 — 2 раза повышать статическую прочность (σ_s и σ_b) при сохранении удовлетворительной пластичности.

В работе [1] данный метод был предложен к металлам, у которых при активном нагружении на кривой деформации появляется площадка текучести, однако основным условием осуществления такой обработки является способность металла к деформационному старению, когда в течение искусственного старения происходит блокирование свободных дислокаций атмосферами и выделениями в виде карбидов и нитридов. Ниже показано, что у стали У8, не выявляющей площадки текучести при активном нагружении, после многократной деформации и искусственного старения можно значительно повысить статическую прочность.

Исследования проводились на железе Армко и на сталях Ст. 3 и У8, обработанных на мелкое и крупное зерно. Режим термической обработки и механические свойства после термической обработки приведены в таблице 1.

После термической обработки из заготовок изготавливали образцы на растяжение. Растяжение производили на разрывной машине ИМ-4Р или ИМ-12А. Степень деформации образца определяли по диаграммой записи деформации и по

разности в измерении полной длины образца до и после растяжения. Результаты измерения степени деформации по обоим способам колебались в допустимых пределах и расхождение не превышало 5%.

Образцы из железа Армко и Ст. 3 подвергались растяжению на полную длину площадки текучести, что можно было определять по диаграммной записи деформации. Образцы из стали У8 растягивались до величины относительного удлинения $\epsilon = 0,7 - 1,0\%$, так как при растяжении не обнаруживалось четкой площадки текучести. После растяжения образцы подвергались искусственному старению при температурах 100°C и 200°C с разной продолжительностью. После искусственного старения образцы вновь подвергались растяжению и искусственному старению и т. д.

Такая многократная механико-термическая обработка повторялась до тех пор, пока при последующем растяжении на диаграмме деформации не наблюдалось площадки текучести и после горизонтальной части на диаграмме не происходило увеличения нагрузки как при предыдущих растяжениях. Дальнейшее деформирование происходило при постоянной нагрузке до образования шейки, после чего начиналось постепенное падение нагрузки и локальное разрушение образца.

По диаграмме заключительного растяжения были определены следующие характеристики прочности и пластичности:

$$\sigma_{\text{вн}} \approx \sigma_{\text{sn}} = \frac{P_{\text{max}}}{F_{n-1}}$$

$$S_{\text{к}} = \frac{P_{\text{к}}}{S_{\text{к}}}$$

$$\delta_n = \frac{L_n - L_{n-1}}{L_{n-1}} = \frac{\Delta L_n}{L_{n-1}}$$

$$\psi_n = \frac{F_{n-1} - F_{\text{к}}}{F_{n-1}} = \frac{\Delta F_n}{F_{n-1}}$$

где

n — число циклов, после которого определены механические свойства растяжением.

Для сравнения были определены относительное удлинение и сущение за все циклы ММТО, т. е.:

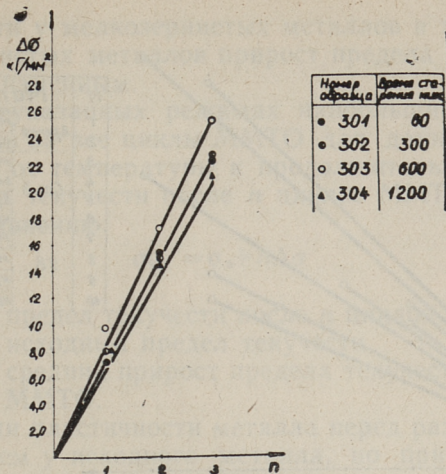
$$\delta_{\text{общ}} = \frac{L_n - L_0}{L_0} = \frac{\Delta L_{\text{общ}}}{L_0}$$

Таблица 1

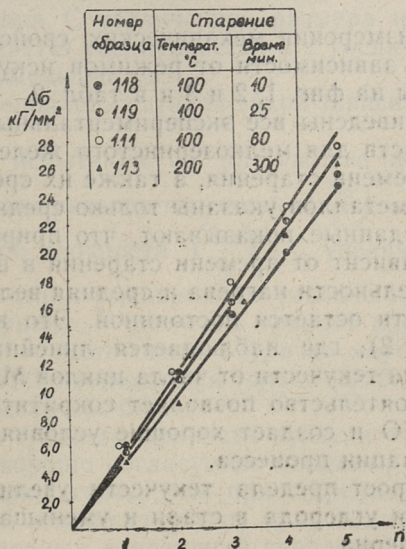
Материал	Термическая обработка				Механические свойства после термической обработки					
	Размер зерна после термической обработки, в $\mu\text{м}$	Нагрев		Охлаждение	$\sigma_{\text{в}}$ кг/мм^2	σ_{s} кг/мм^2	S_{k} кг/мм^2	δ в %	ψ в %	НВ кг/мм
		Температура, $^{\circ}\text{C}$	Продолжительность, в часах							
Железо	15	1050	1	в воде	37,6	24,4	104,3	27,0	81,0	125,0
			40	с печью	32,7	15,0	86,5	38,6	76,4	94,6
Ст. 3	10	890	1	в воде	49,1	33,2	118,9	25,7	74,3	163,0
			40	с печью	36,0	17,7	86,2	35,4	70,8	95,0
У8	—	800	1	на воздухе	94,8	53,2	134,0	18,7	31,2	235,0
			40	с печью	110,4	58,6	121,5	7,3	5,1	286,0

Таблица 2

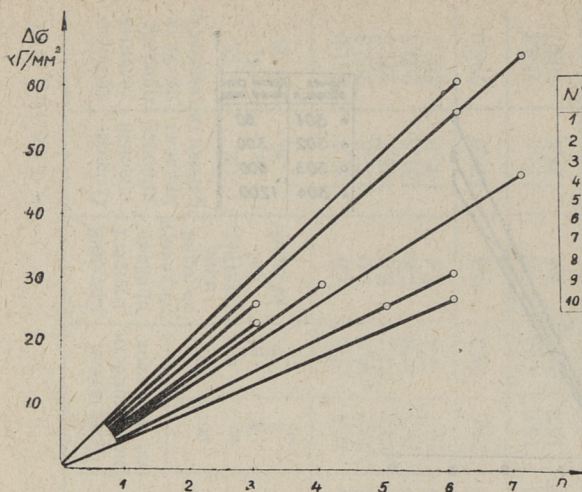
Материал	Режим искусственного старения		Пределное число циклов ММТО	Механические свойства после п циклов ММТО				Показатели пластичности за п циклов		Средний прост предел текучести за один цикл ММТО $\Delta \sigma_1$ кг/мм ²	Относительный прост предела прочности $\frac{\sigma_{sn}}{\sigma_B}$ в %	Относительный прост предела текучести $\frac{\sigma_{su}}{\sigma_s}$ в %
	Температура °С	Продолжительность, в часах		$\sigma_{вп}$ кг/мм ²	$\sigma_{нв}$ %	$\sigma_{пв}$ %	% а $\sigma_{пв}$	% а $\sigma_{вп}$				
Железо «Армко» мелкозернист.	100	1	3	51,6	9,9	76,0	18,1	77,9	7,0	137,1	211,0	
	100	5	3	49,4	12,2	77,2	22,0	80,0	7,0	131,5	202,3	
	100	10	3	54,0	9,1	75,3	19,2	77,2	9,0	143,7	221,5	
	100	20	3	49,4	10,3	74,9	19,5	76,6	6,6	131,5	202,3	
	100	1-20	3	51,1	10,4	75,9	19,7	77,9	7,4	135,9	209,1	
крупнозернист.	100	1-20	6	44,4	13,8	64,8	24,6	66,3	4,3	136,0	286,0	
Сталь Ст. 3 мелкозернист.	100	0,15-20	4	60,9	9,7	69,1	15,9	71,5	7,3	124,0	183,3	
	200	5-20	3	62,7	9,2	67,7	16,3	69,8	8,5	127,8	188,7	
крупнозернист.	100	0,15-20	5	48,9	12,4	64,3	19,5	66,4	5,0	122,0	248,0	
	200	5-20	6	49,0	10,2	55,6	20,1	61,3	5,0	136,2	277,0	
Сталь У8 мелкозернист.	100	0,1-20	4	98,2	8,1	27,3	16,3	32,3	6,6	103,5	184,5	
	200	0,1-20	6	104,3	6,1	25,0	12,5	30,3	9,0	110,0	196,5	
крупнозернист.	100	0,1-20	7	115,2	1,2	4,1	6,7	8,9	9,0	104,0	197,0	
	200	0,1-20	6	117,6	1,0	3,3	5,2	7,6	10,0	106,3	201,0	



Фиг. 1. Средний прирост предела текучести мелкозернистого железа Армко после n циклов ММТО (старение при температуре 100°C)



Фиг. 2. Средний прирост предела текучести крупнозернистой стали Ст3 после n циклов ММТО



№	Материал	Темп старения
1	Армко	мелкое зерно 100°
2		крупное зерно 100°
3	Ст 3	мелкое зерно 100°
4		крупное зерно 200°
5	У8	крупное зерно 100°
6		крупное зерно 200°
7		мелкое зерно 400°
8	У8	мелкое зерно 200°
9		крупное зерно 400°
10		крупное зерно 200°

Фиг. 3. Средний прирост предела текучести железоуглеродистых сплавов после n циклов ММТО

$$\psi_{\text{общ}} = \frac{F_0 - F_k}{F_0} = \frac{\Delta F_{\text{общ}}}{F_0}$$

Результаты измерения механических свойств исследованных металлов в зависимости от режимов искусственного старения приведены на фиг. 1, 2 и 3 и в табл. 2.

В табл. 2 приведены все экспериментальные значения механических свойств для мелкозернистого железа Армко в зависимости от времени старения, а также их средние значения. Для остальных металлов указаны только средние величины.

Полученные данные показывают, что прирост предела текучести мало зависит от времени старения в широком диапазоне продолжительности нагрева и средняя величина прироста предела текучести остается постоянной. Это видно и на графиках (фиг. 1 и 2), где наблюдается линейная зависимость прироста предела текучести от числа циклов ММТО.

Данное обстоятельство позволяет сократить полное время обработки ММТО и создает хорошие условия для механизации и автоматизации процесса.

Средний прирост предела текучести увеличивается с ростом содержания углерода в стали и уменьшается с увеличением величины зерна.

С увеличением температуры старения от 100°С до 200°С наблюдается существенное увеличение среднего прироста пре-

дела текучести у мелкозернистых металлов в то время, когда у крупнозернистых металлов прирост предела текучести остается почти неизменным.

При вышеуказанных режимах наибольший прирост предела текучести за все циклы ММТО для данного материала мало зависит от температуры и продолжительности старения. Новый предел текучести после n циклов ММТО можно определить по уравнению:

$$\sigma_{sn} = \sigma_s + n\Delta\sigma$$

где
 σ_{sn} — предел текучести после n циклов ММТО,
 σ_s — исходный предел текучести,
 $\Delta\sigma_1$ — средний прирост предела текучести за один цикл ММТО.

Показатели пластичности металла перед разрушением δ_n и ψ_n меньше, чем у исходного металла, но при существенном увеличении показателей прочности металл остается еще достаточно пластичным. Можно предполагать, что показатели пластичности увеличиваются с уменьшением числа циклов ММТО, а минимальные значения они имеют при предельном числе циклов ММТО, когда площадка текучести исчезнет полностью и пределы текучести и прочности приравняются.

Число предельных циклов ММТО у малоуглеродистых сталей зависит от величины зерна, а также от температуры искусственного старения. С увеличением размера зерна предельное число циклов ММТО увеличивается и с увеличением температуры старения уменьшается.

У высокоуглеродистых сталей такой зависимости не наблюдается.

Результаты испытаний на растяжение показывают, что кроме увеличения пределов текучести $\left(\frac{\sigma_{sn}}{\sigma_s}\right)$ наблюдается увеличение пределов прочности $\left(\frac{\sigma_{sn}}{\sigma_B}\right)$. С увеличением содержания углерода в стали уменьшается увеличение предела прочности. Так, например, у стали У8 прирост предела прочности незначительный — всего около 4%, и по мере увеличения числа циклов ММТО наблюдается только приближение предела текучести к пределу прочности.

Зависимость среднего прироста предела текучести от времени старения хорошо согласуется моделью, предложенной в работе [3]. Предполагается, что при старении после деформации в начальной стадии старения происходит одностороннее закрепление головных дислокаций скоплений. Обратное течение дислокаций облегчается под действием упругого поля вокруг скоплений дислокаций, отталкивающих замыкающие (на-

ходящиеся ближе к источнику) дислокации назад к источнику.

Поэтому можно предполагать, что обработка ММТО дает хорошие результаты, если направление рабочих напряжений при эксплуатации совпадает с направлением напряжений при ММТО.

Так установлено, что ММТО значительно увеличивает циклическую прочность — на 30—40% при повторном растяжении [4] и незначительно при знакопеременном циклическом нагружении. Так при симметричном знакопеременном циклическом нагружении на алюминиевом сплаве Д16Т после 4-кратной обработки ММТО наблюдается некоторое снижение предела усталости [5], на углеродистых сталях после однократной деформации с кратковременным старением наблюдается снижение предела усталости на 10÷25% [3, 6].

Таким образом, создание в металле в результате ММТО сетки заблокированной атмосферами и выделениями дислокаций приводит к увеличению статической, а при определенных условиях и циклической прочности железоуглеродистых сплавов.

Для практического применения данного метода упрочнения целесообразно для данного металла раньше определить на нескольких образцах на растяжение средний прирост предела текучести и предельное число циклов ММТО. Эти величины зависят от количества углерода в металле, а также от предыдущей термической обработки. Далее нужно определить необходимое число циклов ММТО, которое гарантирует получение металла с требуемыми показателями прочности и пластичности.

ЛИТЕРАТУРА

1. И. А. Одинг, В. С. Иванова, Л. К. Гордиенко. Докл. АН СССР, 1965, 1960, стр. 57.
2. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. Под ред В. С. Ивановой. «Наука», М. 1965.
3. А. И. Ингерма. Труды ТПИ, серия А, № 237, 1966, стр. 127.
4. В. С. Иванова, В. О. Терентьев. Вестник машиностроения, 1965, № 10, стр. 59.
5. В. О. Терентьев. Диссертация, АН СССР, Ин-т металлургии им. А. А. Байкова, М. 1966.
6. Т. Сакурай, Т. Кавасаки, Х. Идзуми. Усталость и выносливость металлов. Изд-во И-Л, 1963, стр. 483.

**Determining of the Influence of Repeated Straining and Aging
on Strength Properties of Carbon Steels**

Summary

Measurements of the increase in yield and average stresses in several carbon steels after repeated preloading and annealing at 100°C and 200°C (strain aging) have been carried out.

Repeated straining and aging produce increases in the tensile properties (approximately 200% in yield point) and may be advised as one of the methods of mechanical heat treatment to increase strength properties of the carbon steel.

It is suggested that these effects are a consequence of the strong interaction between carbon atoms and lattice defects in iron.

У. И. Вийк, Н. Н. Щеглов

О ХАРАКТЕРЕ РАЗВИТИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ ПОСТОЯННОГО КРУЧЕНИЯ И ЦИКЛИЧЕСКОГО РАСТЯЖЕНИЯ

Настоящая работа имеет целью исследовать возникновение пластических деформаций при испытании металлических образцов на усталость в условиях плоского напряженного состояния. Конкретнее, в работе ставилась цель исследовать причины возникновения и характер развития пластических деформаций при испытании стальных образцов постоянным кручением и пульсирующим растяжением.

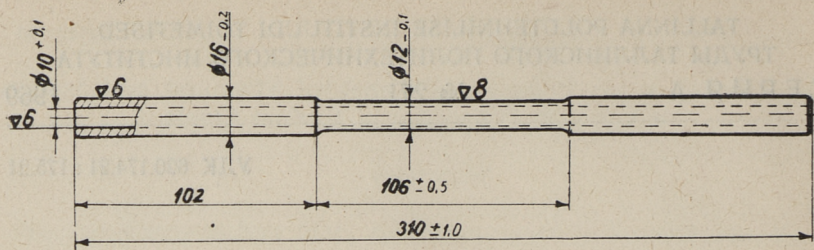
В ранее проведенных работах пластические деформации наблюдались:

- 1) при асимметричном кручении в работах [1], [2], где испытывалась марганцово-кремнистая сталь;
- 2) при одновременном постоянном кручении и переменном изгибе, а также при одновременном постоянном изгибе и переменном кручении в работах [3], [4] и в нашей ранее выполненной работе [5].

Принципиально аналогичные результаты были позже получены и в работах [6], [7], [8], [9].

Поскольку возникновение пластических деформаций при испытании стальных образцов циклическим нагружением установлено, то в данной работе ставилась цель дальнейшего подробного исследования остаточных пластических деформаций.

Во всех до сих пор проведенных работах применялись сплошные образцы, где напряженное состояние по сечению неоднородно. Для создания примерно однородного напряженного состояния по сечению в настоящих опытах были применены тонкостенные трубчатые образцы (фиг. 1).

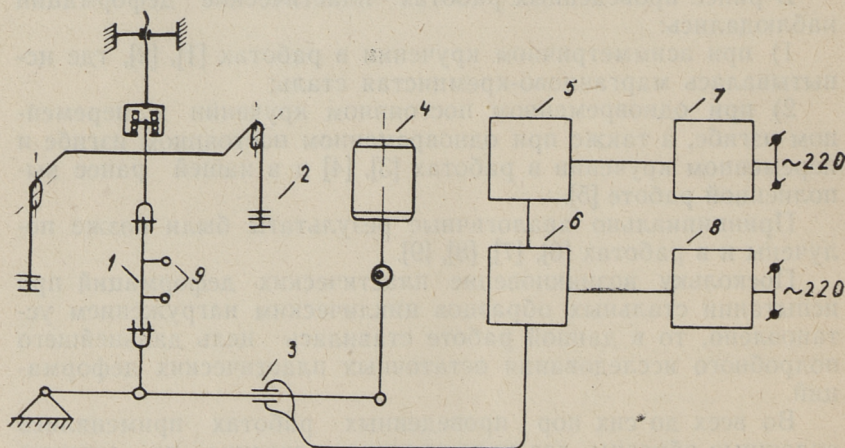


Фиг. 1. Образец

Образцы изготовлялись из стали 20, 35 и 45, которые подвергались нормализации или закалке с отпуском при разной температуре. Образцы изготовлялись из прутков диаметром 20 мм по технологическому маршруту: отрезка, глубокое сверление, развертывание, обточка, шлифование. Образцы изготовлялись партиями из отдельных прутков. Для партии образцов из каждого прутка определялись σ_B , σ_T и τ_T .

Испытания образцов одновременным циклическим растяжением и постоянным кручением с наблюдением возникающих пластических деформаций проводились на специальной машине.

Крутящий момент на образце создается двухплечным рычагом и висящими грузами (гириями). Пульсирующее растяжение осуществляется с помощью электромотора и эксцент-



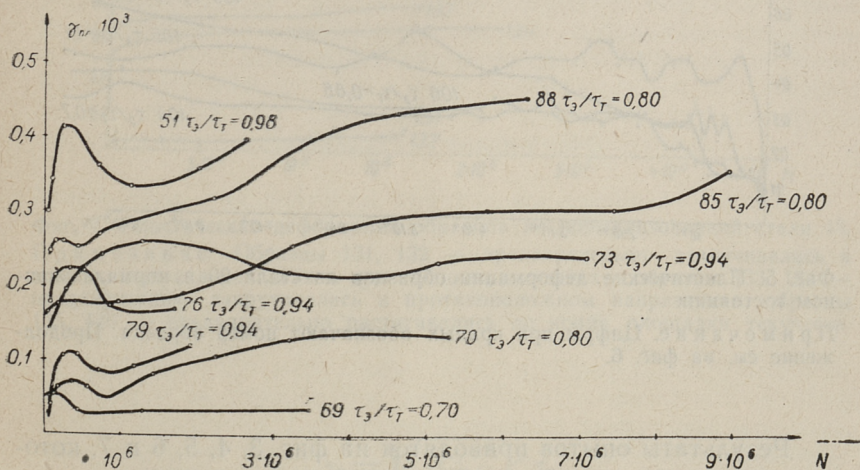
Фиг. 2. Схема испытательной машины:

1 — образец, 2 — груз, 3 — тарированный рычаг, 4 — электродвигатель, 5 — трансформатор, 6 — усилитель ламповый, 7 — стабилизатор напряжения, 8 — осциллограф шлейфовый, 9 — зеркало.

рика на его валу, который связывается с образцом через рычаг. Машина позволяет в ходе опыта постоянно следить за растягивающим усилием. Для этого на рычаг наклеены проволочные датчики сопротивления, которые в свою очередь связаны через усилитель с осциллографом. Рычаг предварительно тарировался. Точность определения растяжения $\pm 5 \mu\text{L}$, т. е. $\pm 0,16 \text{ кг/мм}^2$.

Возникающие пластические деформации измерялись с помощью зеркального прибора Мартенса. Измерения возникающих остаточных деформаций образца проводились на полностью разгруженном образце. Точность отсчета деформации 0,0005 радиана, что при данных размерах образцов соответствует $\nu = 1,5 \times 10^{-5}$.

Для выше указанных марок стали, видов термообработки и величины нагрузки (τ_3/τ_T) по данным опытов построены кривые $\gamma_{\text{пл}} = f(N)$. Для выявления влияния предварительного деформирования на $\gamma_{\text{пл}} = f(N)$ несколько образцов предварительно закручивалось несколько выше условного предела текучести, как в направлении нагружения при испытании, так и в обратном направлении. Несколько образцов предварительно растягивалось до конца площадки текучести.



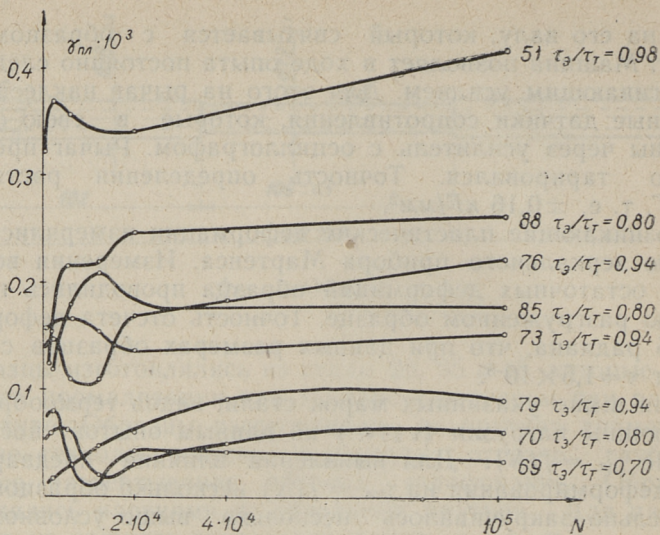
Фиг. 3 Пластические деформации образцов из стали 35 и 45 после различной термообработки:

γ — пластическая деформация кручения.

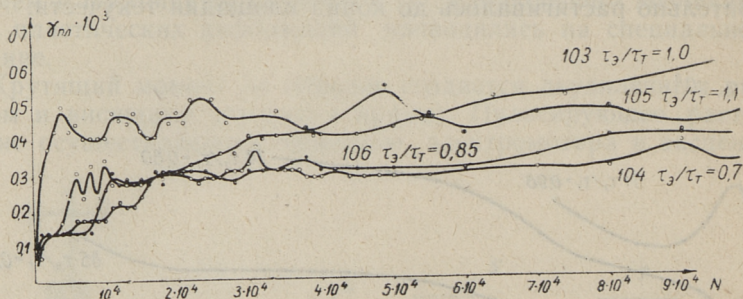
сталь 45, закалка в воду, отпуск при 680°C ; 88 — сталь 45, нормализация; 73 — сталь 35, закалка в воду, отпуск при 500°C ; 79 — сталь 35, закалка в воду, отпуск при 400°C ; 76, 70, 69 — сталь 35, нормализация.

Цифры при кривых обозначают номер образца.

Начальный период деформации см. фиг. 4



Фиг. 4. То же, что на фиг. 3 (начальный период в увеличенном масштабе)

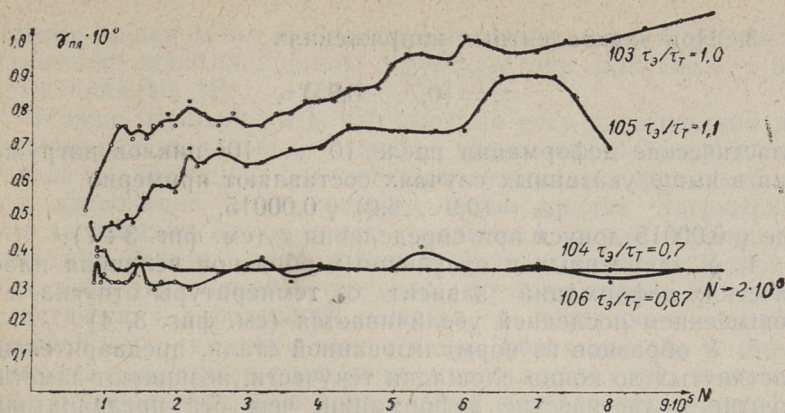


Фиг. 5. Пластические деформации образцов из стали 20 в нормализованном состоянии.

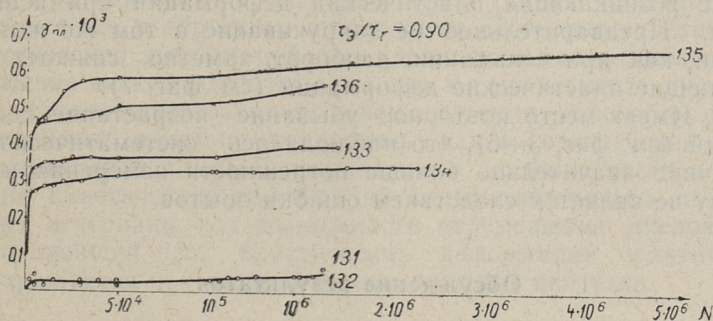
Примечание. Цифры при кривых обозначают номер образца. Продолжение см. на фиг. 6.

Результаты опытов приводятся на фиг. 3, 4, 5, 6 и 7, которые позволяют сделать следующие основные выводы.

1. При испытании тонкостенных трубчатых образцов на постоянное кручение и пульсирующее растяжение в образцах из стали 20, 35 и 45 как в нормализованном, так и в закаленном и отпущенном состоянии возникают в направлении кручения пластические деформации при эквивалентных напряжениях ниже статического предела текучести, т. е. при



Фиг. 6. То же, что и на фиг. 5 (начало см. фиг. 5).



Фиг. 7. Пластические деформации образцов из нормализованной стали 45. Примечание. Образцы 131, 132 — предварительно закручивались в том же направлении как и при основных опытах; образцы 133, 134 — предварительно закручивались в противоположном направлении; образцы 135, 136 — предварительно растягивались до конца площадки текучести.

$$\tau_3 = \sqrt{\tau^2 + \frac{\sigma^2}{3}} < \tau_T.$$

2. С ростом числа циклов нагружения пластические деформации развиваются. Наиболее интенсивно развиваются пластические деформации в начальный период опыта и с ростом числа циклов нагружения постепенно прекращаются (см. фиг. 3÷7).

3. При эквивалентных напряжениях

$$\tau_3 = (0,7 \dots 0,95) \tau_T$$

пластические деформации после $10^6 \dots 10^7$ циклов нагружения в выше указанных случаях составляют примерно

$$\gamma_{пл} = (0,9 \dots 6,0) \gamma 0,00015,$$

где $\gamma 0,00015$ допуск при определении τ (см. фиг. 3÷7).

4. У закаленных и отпущенных образцов величина пластических деформаций зависит от температуры отпуска и с повышением последней увеличивается (см. фиг. 3, 4).

5. У образцов из нормализованной стали, предварительно растянутых до конца площадки текучести, возникают заметно большие пластические деформации, чем без предварительного растяжения (см. фиг. 7).

6. Предварительное закручивание образцов в противоположном к испытанию направлении также вызывает увеличение возникающих пластических деформаций при испытаниях. Предварительное же закручивание в том же направлении, как при испытании, наоборот, заметно снижает возникающие пластические деформации (см. фиг. 7).

7. Имеет место повторное убывание—возрастание деформаций (см. фиг. 3÷6), что наблюдалось систематически, по величине значительно больше погрешности измерения и поэтому не является следствием ошибки опытов.

Обсуждение результатов

Явление убывания-возрастания пластических деформаций в процессе испытания было по имеющимся данным обнаружено впервые. Тот факт, что в работах других авторов вышеуказанное явление обнаружено не было, объясняется, по-видимому, прежде всего различием методики исследования. В отличие от нашей работы, в ранее выполненных работах измерение деформации производилось при нагруженных образцах, вследствие чего обратная деформация не могла происходить (измерялся прирост суммарной, т. е. упругой и пластической деформаций). Кроме того, следует отметить меньшую точность измерения деформации в упомянутых работах. Методика данной работы позволяет, по нашему мнению, более подробно судить о процессе деформирования.

Возникновение и развитие пластических деформаций при эквивалентных напряжениях ниже статического предела текучести и предела усталости, а также периодическое убывание-возрастание возникающих пластических деформаций

можно, по-видимому, объяснить дислокационным механизмом изменения кристаллической структуры при циклических нагружениях [10, 11].

Можно предположить, что быстрый рост пластических деформаций в начальный период циклического нагружения связан с наличием и порождением свободных легкоподвижных дислокаций. С увеличением числа циклов нагружения эти дислокации блокируются границами зерен, взаимными упругими полями напряжения и другими препятствиями, и движение дислокаций постепенно прекращается. Убывание пластических деформаций, начиная с некоторого момента, по-видимому, связано с тем, что за препятствиями к этому времени накопилось достаточно много дислокаций, способных перемещаться в первоначальном направлении, а упругие поля напряжения самих дислокаций, направленные в противоположном направлении к внешней нагрузке (к первоначальному направлению) настолько велики, что способны дать, при снятии с образца внешней нагрузки, пластическую деформацию в обратном направлении. Повторное увеличение пластических деформаций при увеличении числа циклов нагружения можно объяснить тем, что к тому моменту дислокации, накопленные в больших концентрациях, способны в определенных объемах преодолеть такие препятствия, как границы зерен и т. п. Вышеуказанные явления роста и убывания пластических деформаций могут повторяться, пока не будут исчерпаны все возможности перемещения дислокации и дальнейший рост пластических деформаций практически прекращается при данном уровне внешней нагрузки.

ЛИТЕРАТУРА

1. W. Herold. Die Drehwechselfestigkeit verschiedener Stähle bei gleichzeitigen Beanspruchung, «Maschinenbau-Betrieb-Wirtschaft», Bd., 10, 1951.
2. M. Kawamoto and K. Nichioka. State Stress Rongge for Deformation Due to Fatigue, «Transactions of the ASME», vol. 77, nr. 5, 1955.
3. Н. Н. Щеглов. Предел выносливости и пластические деформации сталей в некоторых случаях совместного действия изгиба и кручения. Труды ТПИ, серия А, № 113, 1957.
4. Н. Н. Щеглов. Пределы выносливости и пластические деформации сталей в некоторых случаях совместного изгиба и кручения. Сб. статей «Расчеты на прочность», вып. 7. Машгиз, 1961.
5. У. И. Вийк и Н. Н. Щеглов. Пластические деформации некоторых металлов в процессе усталости. Труды ТПИ, серия А, № 211, 1964.
6. С. Н. Ничипорчик. Определение остаточных деформаций при совместном циклическом изгибе и статическом кручении. «Заводская лаборатория», № 3, 1965.

7. Н. В. Олейник, Н. А. Сильванский. Пластические деформации при совместном действии переменного изгиба и постоянного кручения. Прочность металлов при циклических нагрузках. Материалы IV совещания по усталости металлов. Изд-во «Наука», 1967.
8. В. В. Москвитин. Пластичность при переменных нагружениях. Изд-во МГУ, 1965.
9. А. Д. Кеннеди. Ползучесть и усталость в металлах. Изд-во «Металлургия», 1965.
10. Коттрелл. Дислокация и пластическое течение в кристаллах. Металлургия, 1958.
11. С. Д. Герцрикен и др. Физические основы прочности и пластичности металлов. Металлургия, 1963.

U. Viik, N. Shcheglov

On the Feature of Development of plastic Deformation of Steel in simultaneous Action of permanent Torsion and cyclical Tension

Summary

The article deals with the appearance and development of plastic deformations in the fatigue process of metals.

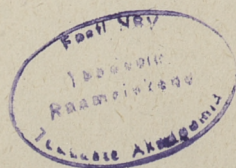
The tubular samples made of the steels 20, 35 and 45 of normalized hardened and tempered state were used.

Developed plastic torsion deformations depending on the number of loading cycles in different loading stresses, data of heat-treatment and preliminary deformation of the samples were measured. The results of experiments are given in 5 graphs.

In the paper an entirely new phenomenon was noticed — increasing of plastic deformations is accompanied by a periodical decreasing. The hypothesis of the nature of that phenomenon is given in the paper.

СОДЕРЖАНИЕ

1. Л. Э. Вальдма. Об экспериментальном моделировании процесса трения металлов с абразивной прослойкой	3
2. Л. Э. Вальдма, Э. Я. Сепп. Влияние структуры чугуна на износостойкость косозубой шестерни в открытой червячной передаче	9
3. Х. И. Кабрал и Р. К. Мозберг. Некоторые результаты исследования структуры и износостойкости твердых сплавов типа TiC-Ni-Mo	15
4. Ю. А. Тадольдер. О влиянии геометрической формы абразивного зерна при ударном изнашивании	23
5. Х. Х. Лепиксон, Р. В. Сиймпоег. Методика и некоторые результаты исследования ударного износа при низких температурах	31
6. А. И. Ингерма. Металлографические исследования предварительно растянутого железа Армко в процессе циклического нагружения	41
7. А. И. Ингерма. Исследование влияния многократного деформирования с промежуточным старением на прочность железоуглеродистых сплавов	53
8. У. И. Вийк, Н. Н. Щеглов. О характере развития пластической деформации стали при совместном действии постоянного кручения и циклического растяжения	63



**ИЗНОС, УСТАЛОСТЬ И
КОРРОЗИЯ МЕТАЛЛОВ**
Сборник статей III

Таллинский политехнический институт

Редактор Ю. Тадольдер

Технический редактор Я. Мыттус

Сдано в набор 7 X 1968. Подписано к
печати 19 III 1969. Бумага 60x90¹/₁₆. Печат-
ных листов 4,5+прил. Учетно-издатель-
ских листов 3,50. Тираж 500. МВ-02361.

Заказ № 3352.

Типография «Юхисэлу», Таллин,

ул. Пикк, 40/42.

Цена 35 коп.

Цена 35 коп.