

*к.т.н., доц. Ершов В.М.
(ДонГТУ, г. Алчевск, Украина)*

АУСТЕНИТИЗАЦИЯ СТАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ В УСЛОВИЯХ СУХОГО ТРЕНИЯ

Приведені результати рентгенографіювання поверхні ролика в процесі сухого тертя пальчикового зразка. Показано, що при терті відбувається часткове фазове перетворення структури феррито-карбіду в аустеніт, кількість якого періодично змінюється.

Проблема и ее связь с научными и практическими задачами.

Известно, что износостойкость деталей машин и механизмов в значительной степени определяется структурным состоянием поверхности трения контактирующих тел [1]. Причем надежно установлено [1-3], что исходная структура контактирующих поверхностей в процессе трения существенно изменяется. Так, разогрев поверхностного слоя в зоне фрикционного контакта может вызывать фазовые превращения, диффузионные процессы, окисление и износ деталей. Все вышеназванные процессы к настоящему времени изучены крайне недостаточно.

Целью настоящей работы является изучение структурных изменений в поверхностном слое металлических материалов в условиях сухого трения, когда наиболее активно развиваются тепловые процессы и связанные с ними структурные изменения.

Анализ исследований и публикаций.

В монографии Любарского И.М и Палатника Л.С. [2] приведены экспериментальные данные по непрерывному рентгенографированию поверхности трения термоупрочненного ролика из стали 20Х2Н4А и контртела из стали 30. Авторами было установлено, что во время активного трения происходит процесс аустенитизации тонкого поверхностного слоя ролика, а количество аустенитной фазы периодически изменяется. Эта периодичность объясняется авторами явлением наклепа аустенитной фазы и ее сносом с поверхности ролика.

Высокие температуры в зоне фрикционного контакта должны активизировать диффузионные процессы в контактирующих телах, в результате чего может происходить активный обмен атомами легирующих элементов, что дополнительно вызывает повышение устойчивости «горячего аустенита» к распаду и мартенситному превращению при охлаждении. На эти процессы указывают ряд исследователей [3.4].

Постановка задачи.

В задачу настоящей работы входит установление зависимости фазового состава поверхностных слоев трущихся тел от возможных диффузионных процессов обмена атомами легирующих элементов между ними.

Изложение материала и его результаты.

Для проведения настоящего исследования была использована та же методика, что и в работе [2]. Отличием от нее было только то, что механизм трения с приводом был установлен на гониометре ГУР-5 рентгеновского дифрактометра ДРОН-1.5, а контролируемая поверхность ролика располагалась на оптической оси гониометра.

Схема регистрации дифракционной картины с поверхности ролика приведена на рисунке 1.

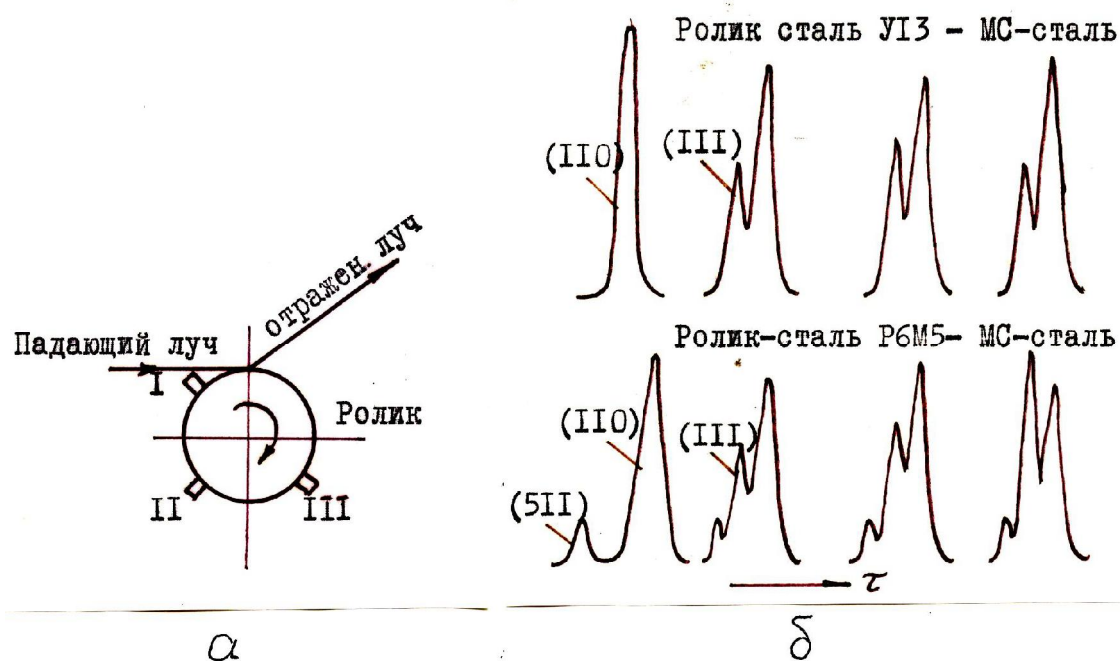


Рисунок 1. — Схема съемки дифрактограмм с поверхности вращающегося ролика (а) и вид дифрактограмм для различных комбинаций пар трения и их зависимости от времени регистрации (τ) (б). Цифрами I, II, III показано возможное положение контртела при испытании.

Как и в работе [2], ролик приводился во вращение электродвигателем и один оборот ролика совершал за 0.04 с. Располагая пальчиковый образец в различных местах поверхности ролика (I, II, III), можно было изменять время регистрации дифрактограммы от момента трения.

С помощью пружинного механизма в приставке создавалась нагрузка на пальчиковый образец от 10 до 40Н.

Запись дифрактограммы длилась 15-20 с, после чего она повторялась на протяжении 8-10 минут. Продолжительность испытания ограничивалась этим временем, так как при дальнейшем продолжении испытания существенно изменялись условия трения. Из-за быстрого износа плоской поверхности образца при сухом трении, площадь контактной зоны интенсивно увеличивается, удельное давление падает, а тепловыделение растет. Поэтому мы ограничились рассмотрением только начального этапа испытания, когда идет приработка трущихся тел и удельное давление имеет максимальное значение.

Ролики (диаметром 45 мм и толщиной 6 мм) были изготовлены из: инструментальной углеродистой стали У13А (1.28%С) и быстро-режущей стали Р6М5. Предварительно их подвергали закалке с оптимальных температур, обрабатывали холодом, а затем проводили отпуск по типовой технологии [4]. После шлифовки ролики проходили рентгеновский анализ на содержание остаточного аустенита в поверхностном слое. Для испытания были выбраны ролики без заметного количества остаточного аустенита на поверхности.

Пальчиковые образцы изготавливали из одностипных с роликами материалов, а также из: стали Х12М; мартенсито-стареющей стали 03Н18К9М5Т (далее – МС-сталь) и модельного безуглеродистого сплава Н35 (34.5%Ni). Все образцы были упрочнены закалкой с отпуском или холодной пластической деформацией (Н35).

Рентгенографирование начинали на холостых оборотах ролика, после чего плавно нагружали пальчиковый образец с усилием в 10Н. С этого момента вели последовательную запись дифрактограмм рядомстоящих линий (111) аустенита и (110) феррита. Для съемки использовали железное фильтрованное излучение трубки БСВ-8. Пример последовательной записи дифрактограмм приведен на рисунке 1 б.

По угловому положению максимумов дифракционных линий аустенита и феррита, рассчитывали параметры кристаллической решетки фаз. Предварительный анализ погрешности в измерении постоянной решетки фаз по выбранным линиям, дал величину в $\pm 0,0003$ нм.

Оценку объемного содержания фаз проводили по результатам измерения интенсивности дифракционных линий аустенита и феррита без учета объемной доли карбидной фазы (сталь Р6М5). Учесть изменение объемной доли карбидной фазы в процессе трения весьма трудно, так как при нагреве карбиды могут растворяться, выделяться или коагулировать. С учетом вышеназванного допущения, точность измерения объемного процента аустенитной фазы составляла $\pm 5\%$.

На рисунке 2 приведены результаты измерения содержания аустенитной фазы в поверхностном слое и параметров его кристаллической решетки для пары, где ролик изготовлен из стали У13А, а

пальчиковые образцы – из сталей Р6М5, У13А, МС-стали и сплава Н35. При этом образец располагался в положении I (рис.1), то есть тогда, когда время от момента активного трения, до момента рентгенографирования составляло всего 0.004 с.

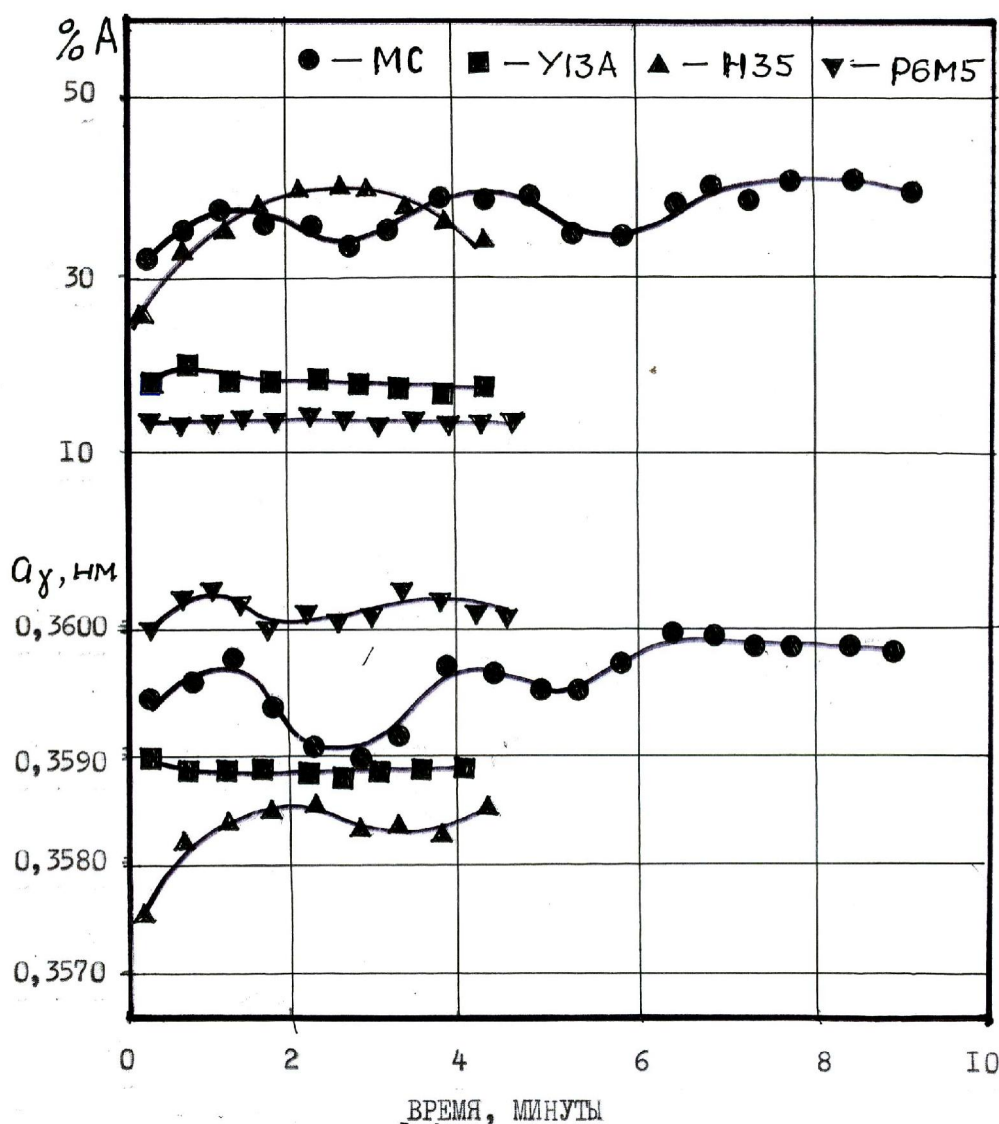


Рисунок 2. – Временная зависимость (с момента начала испытания) количества остаточного аустенита в поверхностном слое (%A) и параметров его кристаллической решетки (a_γ) для пар трения из различных материалов, где ролик всех пар был изготовлен из стали У13А.

Как следует из данных рисунка 2, наибольшее количество „горячего” аустенита в поверхностном слое получается в том случае, когда образец был изготовлен из МС-стали или из никелевого сплава Н35. Другие же материалы образца (стали У13А и Р6М5), дали значительно ме-

ньшее количество „горячего аустенита”. Этот факт однозначно указывает на активную роль никеля – легирующего элемента, который за счет диффузии в контактной зоне, насыщает аустенит и делает его устойчивым к распаду при охлаждении.

Измерение параметров решетки аустенита показали, что они имеют наибольшие значения в случае применения в качестве материала контртела стали Р6М5, а наименьшие – Н35. Никель сплава Н35, надо полагать, растворяется в аустените поверхностного слоя ролика и вытесняет из него атомы углерода, что и приводит к минимальному параметру кристаллической решетки ГЦК-фазы.

Обращает на себя внимание и тот факт, что количество „горячего аустенита” и параметр его решетки периодически изменяются по ходу испытания. Причем возрастание количества аустенита может происходить непосредственно при увеличении параметра его кристаллической решетки, а это однозначно свидетельствует о периодическом насыщении аустенита легирующими элементами и удалении тонких пленок поверхностного материала во внешнюю среду. Измерение ширины дифракционных линий аустенитной и ферритной фаз не подтвердили ранее высказанно авторами работы [2] предположения о сильном наклепе фаз в процессе испытания. Ширина дифракционных линий аустенитной и ферритной фаз практически не изменялась по ходу испытания, что, как нам кажется, связано с развитием динамической рекристаллизации в фазах.

Испытание пар, где ролик был изготовлен из быстрорежущей стали Р6М5 (рис. 3), также показал активную роль никеля. Здесь, как и в предыдущем случае (рис. 2), сталь с большим количеством никеля при трении дала наибольшее количество „горячего аустенита”. Правда, параметр кристаллической решетки аустенита здесь оказался наименьшим и слабоизменяющимся при испытании.

Другие материалы (стали У13А и Х12М), использованные для изготовления образца-контртела, создали пока необъяснимую ситуацию с количеством „горячего аустенита” и параметрами его кристаллической решетки. Действительно, возрастание (сталь Х12М) или убывание (сталь У13А) количества „горячего аустенита” не согласуется с циклически изменяющимся параметром его кристаллической решетки. Это явление требует дальнейших исследований.

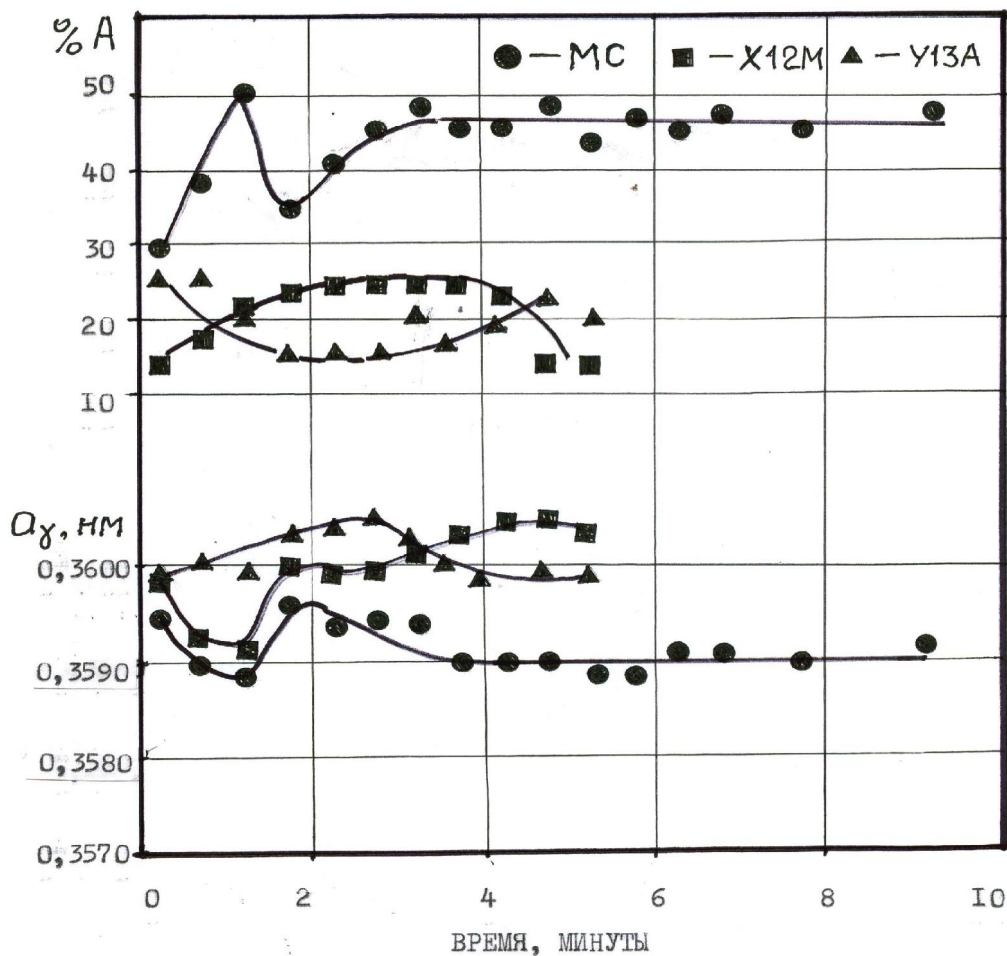


Рисунок 3. – Временная зависимость (с момента начала испытания) количества аустенита (%A) и параметров его кристаллической решетки (a_γ) для пар трения из различных материалов, где ролик всех пар был изготовлен из стали Р6М5.

Далее в настоящей работе была сделана попытка определения температуры поверхностного слоя ролика на различных участках его дорожки. Размещая образец из одноименного с роликом материала в позициях I, II и III и измеряя смещение дифракционных линий, вычисляли параметры кристаллической решетки ферритной фазы. По известному коэффициенту термического расширения ферритной фазы [5] рассчитали температуру в различных участках поверхности ролика. Результаты расчета показали, что в непосредственной близости от фрикционного контакта температура поверхности достигает $500-550^{\circ}\text{C}$, а в позиции III, то есть перед заходом образца в зону трения, температура слоя уже снижается до $250 - 300^{\circ}\text{C}$.

Выводы и направления дальнейших исследований.

Проведенное исследование подтвердило факт аустенитизации поверхностного слоя вращающегося ролика при сухом трении.

Установлено явление диффузии легирующего элемента (Ni) с поверхности контртела в поверхностный слой ролика, что вызывает образование большого количества «горячего аустенита».

Дальнейшие исследования должны быть направлены на выяснения аномального характера фазовых изменений структуры в фрикционной зоне стальных пар, которые изготовлены из материалов с большим количеством карбидной фазы (стали Р6М5, Х12М и У13А).

Приведены результаты рентгенографирования поверхности ролика в процессе сухого трения пальчикового образца. Показано, что при трении происходит частичное фазовое превращение структуры феррито-карбидной смеси в аустенит, количество которого периодически изменяется

The results of X-ray surface of roller in the process of dry friction of pal'chikovogo standard are resulted. It is shown that there is partial phase transformation of structure of ferrit-carbide mixture in austenyt at friction, the amount of which changes periodically.

Библиографический список.

1. Хебда М., Чичинадзе А.В. Справочник по триботехнике. Теоретические основы. Т.1. М.: Машиностроение. 1989. С. 400
2. Любарский И.М., Палатник Л.С. Металлофизика трения. – М.: Металлургия. 1976. С. 176.
3. Рыбакова Л.М., Куксенова Б.А. Структура и износостойкость металла. – М.: Машиностроение. 1982. С. 212.
4. Марковский М.А., Кириевский Б.А. Изменение химического состава поверхностного слоя сплавов, деформированных трением. Проблемы трения и изнашивания. – К.: Тэхника. 1974. С. 105.
5. Еришов В.М. Высокотемпературное рентгеновское исследование термического расширения карбидных фаз. //Известия высших учебных заведений. Черная металлургия . 1984. 8. С. 101.