

**ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ С НЕСТАБИЛЬНЫМ  
АУСТЕНИТОМ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ ПРИ  
ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ**

**М. Ю. Осипов, к. т. н.**

*ЗНТУ - "Запорожский национальный технический университет"*

Известно [1], что использование для условий абразивного изнашивания сплавов, содержащих в своей структуре метастабильный аустенит, претерпевающий в процессе воздействия абразивных частиц деформационные  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращения, весьма перспективно. Установлено [2, 3], что мартенситные превращения, происходящие в поверхностном слое в процессе изнашивания, приводят к повышению износостойкости детали. Мартенсит, возникающий под действием приложенных извне напряжений, отличается от мартенсита закалки высокой дисперсностью. В таком мартенсите деформации образуются мелко-дисперсные выделения карбидной фазы, как и при старении, что и приводит к упрочнению изнашиваемой поверхности.

Однако, вопрос сопротивляемости изнашиванию таких сплавов, а также способность аустенита к превращению в мартенсит деформации в условиях эксплуатации деталей, когда поверхностный слой, контактирующий с абразивными телами, разогревается до температур 500-550° С, остается недостаточно изученным.

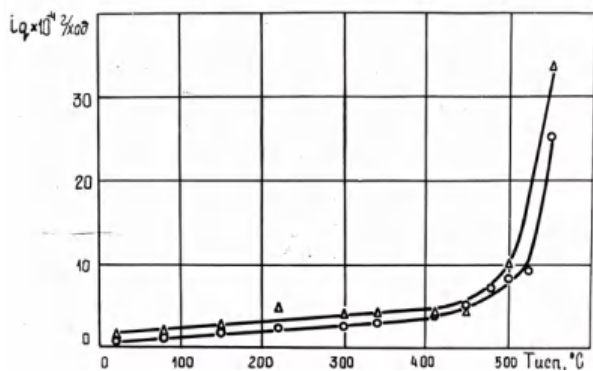
Поскольку изменения, происходящие в поверхностном слое в результате нагрева, оказывают существенное влияние на износостойкость детали, были проведены исследования по выяснению влияния температуры на степень упрочнения поверхностного слоя и сопротивляемость сплавов с остаточным аустенитом абразивному изнашиванию.

Испытывались образцы из стали X12Ф1 в аустенито-мартенситном состоянии на специальной лабораторной установке [4] при следующих условиях изнашивания: удельная нагрузка  $P_{уд.} = 5$  МПа, скорость перемещения образца  $V = 26$  мм/с, абразив – шамот фракции 0,63...1,0 мм. В данной установке принята схема изнашивания образца, совершающего возвратно-поступательное движение, столбом уплотненной абразивной массы. Основные параметры изнашивания задаются и поддерживаются постоянными в процессе испытания с помощью специальной пускорегулирующей аппаратуры.

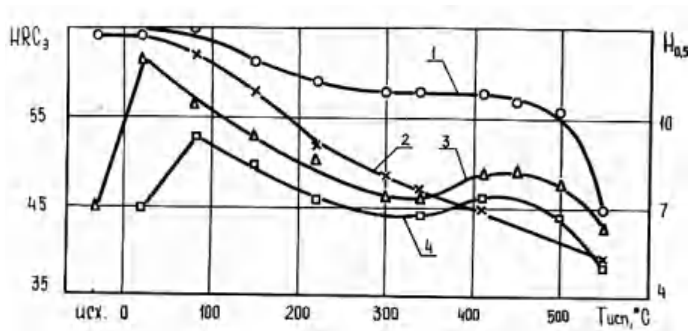
В процессе исследований определялись износостойкость, полнота  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращений и упрочнение *поверхности* испытанных сплавов в зависимости от температуры испытаний. Предметом исследований являлось выяснение сущности явлений, происходящих в изнашиваемом металле в результате нагрева и последующего охлаждения.

При исследовании сопротивляемости абразивному изнашиванию стали X12Ф1 ( $T_{зак.} = 1050^\circ$  С) с преимущественно мартенситной основой (84%  $\alpha$  и 16%  $\gamma$ ) в интервале температур 20-550° С наименьшая интенсивность изнашивания ( $1,2 \cdot 10^{-4}$  г/ход) и большая степень упрочнения поверхности трения (11,9 ГПа) были отмечены при испытании при комнатной температуре (рис. 1).

С повышением температуры испытаний до  $80^\circ\text{C}$  микротвердость поверхности трения после изнашивания снижается (рис. 2), а интенсивность изнашивания растет (см. рис. 1). Это связано с начавшимся отпуском мартенсита закалки. При этом происходит некоторое повышение твердости сплава и микротвердости матрицы, благодаря превращению тетрагонального мартенсита в отпущенный с выделением из твердого раствора чрезвычайно тонких (толщиной в несколько атомных слоев) пластинок  $\epsilon$ -карбида, когерентно связанных с матрицей [5].

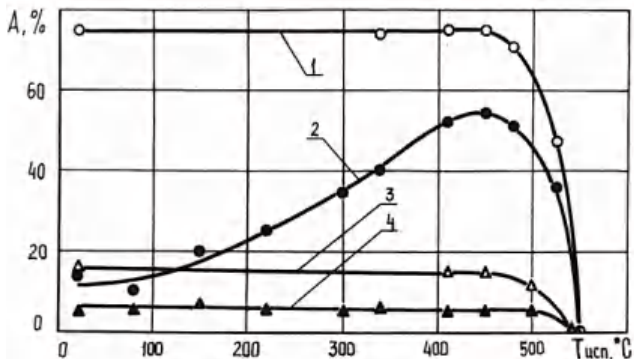


**Рис. 1.** Изменение интенсивности изнашивания ( $i_q$ ) стали X12Φ1 в различных структурных состояниях в зависимости от температуры испытаний ( $T_{исп}$ )  
 $\Delta$  – X12Φ1 ( $T_{зак} = 1050^\circ\text{C}$ ),  $\circ$  – X12Φ1 ( $T_{зак} = 1170^\circ\text{C}$ )



**Рис. 2.** Изменение твердости (HRC) и микротвердости ( $H_{0,5}$ ) поверхности стали X12Φ1 ( $T_{зак} = 1050^\circ\text{C}$ ) в зависимости от температуры испытаний  
 1 – твердость после охлаждения, HRC; 2 – горячая твердость, HRC; 3 – микротвердость поверхности после изнашивания,  $H_{0,5}$ ; 4 – микротвердость основы,  $H_{0,5}$

При дальнейшем повышении температуры до 450° С интенсивность изнашивания стали X12Ф1 с преимущественно мартенситной основой возрастает в 3,5 раза в сравнении с испытаниями при комнатной температуре. В то же время степень  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращений в этом интервале температур практически не снижается (рис. 3) и остается на уровне значений, полученных для данной стали при изнашивании при 20° С.



**Рис. 3.** Изменение содержания аустенита (А) стали X12Ф1 в различных структурных состояниях в зависимости от температуры испытаний

○ – T<sub>зак</sub> = 1170° С, Δ – T<sub>зак</sub> = 1050° С,

1 и 3 – исходное содержание аустенита, 2 и 4 – количество аустенита на поверхности после изнашивания

Однако фазовые превращения остаточного аустенита, происходящие в поверхностном слое при этих температурах, не вызывают существенного упрочнения поверхности изнашивания (см. рис. 2) и микротвердость ее снижается до 7,24 ГПа после испытаний при 340° С. Это связано с разупрочнением мартенсита в результате нагрева, а небольшое количество остаточного аустенита (16 %), претерпевающего в процессе изнашивания при повышенных температурах деформационные  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения, не обеспечивает необходимого уровня упрочнения поверхности.

Следовательно, при изнашивании стали X12Ф1 с преимущественно мартенситной основой определяющими оказываются диффузионные и релаксационные процессы, протекающие в сплаве в результате нагрева и приводящие к падению твердости.

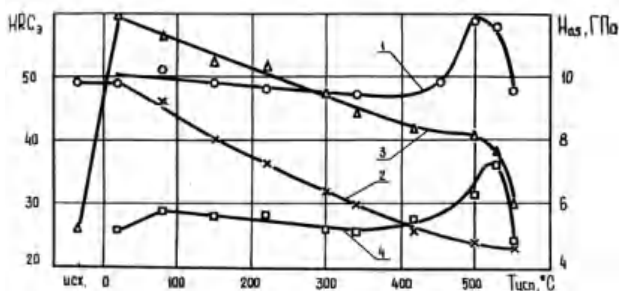
Агрегатная твердость после охлаждения от температур испытаний 220-500° С практически остается на одном уровне (56-59 HRC).

Характер изменения микротвердости с повышением температуры поверхности после изнашивания и основы сплава не упрочненной структуры идентичен: кривая, описывающая изменение микротвердости поверхности после изнашивания располагается несколько выше (на 1-1,5 ГПа) кривой микротвердости неупрочненной основы сплава (см. рис. 2). Этот прирост микротвердости вызван деформационным наклепом рабочей поверхности и некоторым упрочнением за счет  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращений.

При нагреве образца с преимущественно мартенситной основой в интервале температур 450-550° С остаточный аустенит, присутствующий в структуре стали Х12Ф1 при закалке от 1050° С, распадается в мартенсит отпуска [5–7], вызывая на начальной стадии некоторый прирост микротвердости. Однако, вследствие сравнительно малой легированности твердого раствора и небольшого количества остаточного аустенита, этот процесс подавляется интенсивно продолжающимся отпуском мартенсита. Горячая твердость сплава с повышением температуры испытаний пропорционально снижается и падает до 39 HRC. Вследствие этого происходит резкое повышение интенсивности изнашивания до  $33,53 \cdot 10^{-4}$  г/ход при 550° С.

Таким образом, установлено, что интенсивность деформационных  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращений стали Х12Ф1 в преимущественно мартенситном состоянии с повышением температуры испытаний до 500° С практически не снижается. В то же время, уровень упрочнения поверхности изнашивания уменьшается, что связано с отпуском мартенсита. При изнашивании при комнатной температуре упрочнение поверхности трения, выражающееся в повышении ее микротвердости, происходит не только за счет образования в поверхностном слое мартенсита деформации в результате  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращений, но и за счет некоторого упрочнения (наклепа) собственно мартенсита закалки. В результате даже при небольшом содержании в сплаве метастабильного аустенита поверхность изнашивания упрочняется до 11,9 ГПа. При повышении температуры испытуемого образца происходит отпуск мартенсита, снижается его тетрагональность и дефектность, что и приводит к снижению микротвердости.

При исследовании стали Х12Ф1, закаленной от 1170° С на структуру 75%  $\gamma$  и 25%  $\alpha$ , было отмечено, что в интервале температур 20-400° С преобладающее влияние на износостойкость сплава с большим количеством остаточного аустенита оказывает способность его к упрочнению в процессе изнашивания. Высокая микротвердость и износостойкость сплава с остаточным аустенитом при комнатной температуре, в поверхностном слое которого происходят глубокие деформационные  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения, являются следствием существенных изменений тонкой структуры, вызванных этими превращениями [8, 9].



**Рис. 4.** Изменение твердости (HRC) и микротвердости ( $H_{0,5}$ ) поверхности стали Х12Ф1 ( $T_{зак.} = 1170^\circ \text{C}$ ) в зависимости от температуры испытаний 1, 2, 3, 4 – аналогично рис. 2

С повышением температуры испытаний интенсивность  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращений (см. рис. 3) и упрочнение поверхности трения (рис. 4) снижаются, что приводит к росту интенсивности изнашивания (см. рис. 1).

Это связано со стабилизацией аустенита, так как для начала образования мартенсита необходима разность свободных энергий, превышающая затраты на упругую деформацию и образование границ раздела. С повышением температуры изнашивания эта разность снижается, и устойчивость аустенита возрастает [10]. Так, в процессе испытаний при комнатной температуре стали X12Ф1 ( $T_{\text{зак}} = 1170^\circ \text{C}$ ), аустенит почти полностью превращается в мартенсит деформации (из 75%  $\gamma$ -фазы остается только 14%), а при  $450^\circ \text{C}$  (когда еще не начался распад аустенита от собственно нагрева), только около 20% аустенита претерпевает деформационные  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения.

С дальнейшим повышением температуры изнашивания происходит распад аустенита и при охлаждении от  $550^\circ \text{C}$  он полностью превращается в феррито-карбидную смесь. Таким образом, в интервале температур  $450\text{--}550^\circ \text{C}$  преобладающими оказываются диффузионные процессы, приводящие к резкому увеличению интенсивности изнашивания (см. рис. 1). ДюрOMETрические исследования стали X12Ф1 с метастабильным аустенитом выявили значительное повышение твердости и микротвердости в этом интервале температур (см. рис. 4). Однако, следует учесть, что эти данные получены после охлаждения испытуемого образца до комнатной температуры, а, как известно [6], на сталях подобного класса наблюдается эффект вторичного твердения. Горячая же твердость, характеризующая состояние материала в условиях изнашивания при данных температурах, пропорционально снижается до 23 HRC при  $550^\circ \text{C}$  (см. рис. 4).

Таким образом, установлено, что с повышением температуры испытаний стали X12Ф1 с остаточным метастабильным аустенитом степень упрочнения рабочей поверхности уменьшается. Интенсивность деформационных превращений снижается вплоть до температур распада аустенита и при  $450^\circ \text{C}$  только 20 % аустенита претерпевает  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения.

С повышением температуры испытаний интенсивность изнашивания сплавов с остаточным аустенитом значительно возрастает и при  $550^\circ \text{C}$  достигает  $33,53 \cdot 10^{-4}$  г/ход для сплава с преимущественно мартенситной основой и  $25, 30 \cdot 10^{-4}$  г/ход для сплава с метастабильным аустенитом. В сравнении с испытаниями при комнатной температуре это увеличение интенсивности изнашивания для сплавов с преимущественно мартенситной структурой и метастабильным аустенитом составляет соответственно 27,9 и 46,9 раза.

### Выводы

1. Установлено, что максимальная полнота деформационных  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращений и, как следствие, степень упрочнения сплавов с остаточным аустенитом соответствует испытаниям на абразивное изнашивание при комнатной температуре. С повышением температуры испытаний стали X12Ф1 ( $T_{\text{зак}} =$

- 1170° С) стабильность аустенита возрастает и при 450° С только 20%  $\gamma$ -фазы претерпевает деформационные превращения.
2. Интенсивность  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращений стали X12Ф1 с преимущественно мартенситной основой (содержание  $\gamma = 16\%$ ) не снижается практически до 500° С. Степень упрочнения рабочей поверхности исследованных сплавов в интервале температур 20-550° С уменьшается.
  3. С повышением температуры испытаний до 550° С интенсивность изнашивания стали X12Ф1 во всех структурных состояниях значительно (в 27,9-46,9 раза) возрастает в сравнении с испытаниями при комнатной температуре.

**Список использованных источников**

1. Андрущенко М.И. Сравнительный анализ способности к упрочнению и износостойкости в условиях абразивного изнашивания сталей системы Fe-C-Cr в зависимости от способов управления структурным состоянием / М.И. Андрущенко, Р.А. Куликовский, М.Н. Брыков // *Металлы и литье Украины*. – К.: 2006. - №6. – С. 42-46.
2. Попов В.С. Долговечность оборудования огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриченко, П.Г. Приступа. – М.: *Металлургия*, 1978. – 232 с.
3. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин / Под ред. В.С. Попова. – Запорожье.: Изд-во ОАО "Мотор Сич", 2000. – 394 с.
4. Попов В.С. Установка для испытания материалов на абразивное изнашивание при возвратно-поступательном движении / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Г.А. Пугачев // *Заводская лаборатория: Научно-производственный журнал*. – М.: 1975. – Т. 41, №3. – С. 372-374.
5. Гуляев А.П. *Металловедение* / А.П. Гуляев. – М.: *Металлургия*, 1977. – 647 с.
6. Раузин Я.Р. Термическая обработка хромистой стали / Я.Р. Раузин. – М.: *Машиностроение*, 1978. – 277 с.
7. Геллер Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер. – М.: *Металлургия*, 1983. – 527 с.
8. Попов В.С. Повышение износостойкости сплавов со структурой метастабильного аустенита при абразивном изнашивании / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Г.А. Пугачев // *Физ.-хим. механика материалов: Научно-производственный журнал*. – М.: 1971. – Т. 15, № 5. – С. 97-100.
9. Брыков Н.Н. Влияние условий изнашивания на степень упрочнения и износостойкость метастабильных аустенитных сплавов / Н.Н. Брыков, Г.А. Пугачев, М.Н. Брыков // *Проблемы трибологии*. – 2003. - №3-4. – С. 158-173.
10. Любарский И.М. *Металлофизика трения* / И.М. Любарский. – М.: *Металлургия*, 1976. – 176 с.