

Влияние дефектов кристаллического строения сталей на абразивную износостойкость стали

И.А. Хабибуллаева, А.А. Мухамедов  
ТашГТУ имени И. Каримов, г. Ташкент, Узбекистан

*Рассмотрено влияние плотности дефектов кристаллического строения на износостойкость стальных изделий.*

*При абразивном изнашивании стали ведущими являются процессы микрорезания, многократного деформирования поверхности детали скользящими по ней частицами абразива и хрупкое отделение частиц передеформированного металла. Степень развития этих процессов зависит от соотношения твердости материала и абразивных частиц. Так как твердость последних значительно больше (по сравнению с твердостью закаленной стали), то наибольшей износостойкостью должны обладать материалы, в структуре которых присутствуют частицы карбидной фазы и удерживающая их высокопрочная матрица.*

*В настоящей работе представлены результаты исследования влияния карбидных частиц на износостойкость углеродистых сталей. Исследования проводили на сталях промышленной выплавки, марок 35, 45 и У8. Термическая обработка образцов заключалась в закалке от различных температур и отпуска при 350 и 600<sup>0</sup>С.*

*Ключевые слова: износостойкость, абразивное изнашивание, закалка, отпуск.*

В предыдущих исследованиях было установлено, что повышение температуры закалки или нормализации стали способствует повышению плотности дефектов кристаллического строения [2]. Как видно из результатов (рис. 1) испытаний отпущенных сталей с равным содержанием углерода для каждой марки стали (35, 45, У8), наблюдается своя линия зависимости износа от плотности дефектов кристаллического строения. При равной величине  $\beta$  (220) износостойкость сталей значительно различается. Ступеньки между линиями объясняются различием включений карбида в матрице отпущенных сталей. Из рисунка видно, что разрывы между величиной износа в термоулучшенном состоянии сталей меньше, чем после среднего отпуска (350<sup>0</sup>С). Это означает, что влияние на абразивную износостойкость стали карбидных частиц ослабевает с их коагуляцией и увеличением межкарбидного расстояния.



Рисунок 1 - Зависимость абразивного износа (L) сталей Δ -35, о -45, □ -У8 от физической ширины рентгеновской линии.

Влияние межкарбидного расстояния на величину износа изучали на термоулучшенных образцах сталей. Размеры частиц цементита и расстояния между их центрами определяли на электронномикроскопических снимках реплик. Межцементитные расстояния для сталей 35, 45 и У8 составляли 0,96; 0,83; 0,68 мкм соответственно при среднем диаметре частиц 0,18-0,20 мкм. Полагая, что при данных размерах микрочастиц они являются недеформируемыми, уменьшение величины абразивного износа ( $\Delta L$ ) износа за счёт присутствия дисперсных частиц цементита при равной плотности дислокаций можно описать уравнением Срована

$$\Delta L = K * 1/\lambda$$

где K - константа материала, для изученных сталей равна 0,1305

$\lambda$  - среднее расстояние между частицами цементита, мкм.

С целью выяснения влияния температуры закалки на кинетику образования и величину карбидных частиц были проведены эксперименты на образцах стали 45, закаленных от различных температур и отпущенных при 600°C. Результаты исследования кинетики распада пересыщенного твердого раствора-мартенсита при отпуске показали, что на дилатометрических кривых, снятых с образцов, закаленную при 860°C, первый перегиб наблюдается в интервале 122-165°C, а второй - при 270°C. На дилатограммах образцов, закаленных с 1100°C первый перегиб начинается уже при 108°C, а второй при 250°C. Завершается процесс выделения карбидных частиц у обоих образцов при одной и той же температуре - 405°C (табл.1).

Таблица 1

Температура образования карбидов железа в стали 45 при отпуске

Периоды	Температура закалки, °C	
	860	1100
Начало образования ε - карбида	122	103
Конец образования ε - карбида	165	165

Начало образования цементита	270	250
Конец образования цементита	405	405

Таким образом, повышение температуры закалки стали 45 до 1100<sup>0</sup>С способствует более раннему распаду перенасыщенного твердого раствора, как в области образования  $\epsilon$  - карбида (на 14<sup>0</sup>С), так и области образования цементита (на 20<sup>0</sup>С).

Наблюдаемое объясняется увеличением плотности дислокаций с повышением температуры закалки стали, с максимум при 1100<sup>0</sup>С [3], и сегрегацией атомов углерода на дислокации. Чем выше плотность дислокаций, тем больше сегрегаций на них атомов углерода (0,16-0,18%), которые являются потенциальными источниками для образования карбидов железа. Это подтверждается экспериментальными данными. В стали 45, закаленной от 860<sup>0</sup>С, физическая ширина рентгеновской линии  $\beta$  (220), косвенно характеризующей плотность дислокаций, равна  $53 \cdot 10^{-3}$  радиан, а содержание углерода в твердом растворе около 0,30%, у образца закаленной от 1100<sup>0</sup>С соответственно  $63 \cdot 10^{-3}$  радиан и 0,20%.

Изменение температурных интервалов распада мартенсита должны были отразиться и на морфологии карбидов железа. Электронно-микроскопические исследования показали, что выделение дисперсных карбидных частиц у образцов, закаленных от 1100<sup>0</sup>С, имеет четко выраженную ориентацию по отношению к бывшим мартенситным иглам, чего нельзя сказать о выделении карбидов у образцов, закаленных от 860<sup>0</sup>С.

Интересно отметить, что повышение температуры отпуска до 680<sup>0</sup>С приводит к резкому укрупнению и коагуляции карбидов в образцах, закаленных от стандартной температуры, в то время как в образцах, закаленных с 1100<sup>0</sup>С, они охраняют свою ориентированность и имеют меньше тенденции к росту. Наблюдаемое объясняется взаимной стабилизацией полигонизованных дислокаций с включениями карбидов, что и препятствует коагуляции и укрупнению последних. Чем выше плотность дислокаций в стали, тем меньше вероятности роста и коагуляции карбидных частиц (у образца, закаленной от 1100<sup>0</sup>С).

Эксперименты по изучению распределения карбидов по размерам в образцах, отпущенных при 600<sup>0</sup>С, показали (рис.2), что доля мелких карбидов (до 0,1 мкм) после закалки от 1100<sup>0</sup>С составляет 45%, а в образцах, стандартно закаленных - 31,4%. Крупные же карбиды (0,4-0,5 мкм) в образцах закаленных от 1100<sup>0</sup>С вообще не встречаются, в то время как после стандартной закалки (860<sup>0</sup>С) их доля составляет 5-10%.

Таким образом, повышение температуры закалки до 1100<sup>0</sup>С способствует при отпуске более раннему образованию карбидов. Кроме того, образовавшиеся карбиды железа являются более дисперсными и стабильными, чем в стали, закаленной от стандартной температуры. Это является следствием увеличения протяженности субграниц, в которых сегрегируют атомы углерода и образуются карбиды железа.

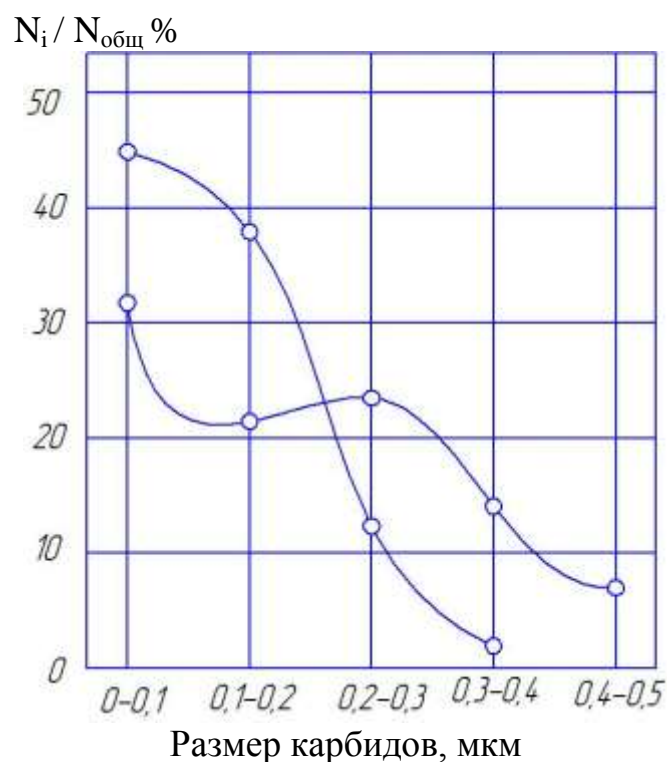


Рисунок 2 - Распределение карбидов железа ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) по размерам в закаленной и отпущенной при  $600^\circ\text{C}$  стали 45. Закалка от: 1- $860^\circ\text{C}$ , 2- $1100^\circ\text{C}$ .

#### Библиографический список

1. Инагамова Д.А., Мухамедов А.У. Влияние наследственности исходной структура при фазовой перекристаллизации стали на ее износостойкость // "Техника и технология" - Москва, 2011. №1. С.42-45.
2. Мухамедов Т.А., Шамахсудов С.М. Соотношения между абразивной износостойкостью и параметрами структуры стали // Изв. АН УзССР, сер. техн. наук, 1989 №1, С.61-65.