

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 [1]. 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 600⁰С.

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

В предыдущих исследованиях [2] было установлено, что повышение температуры закалки или нормализации стали способствует повышению плотности дефектов кристаллического строения. 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 β (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 (350⁰С). Это означает, что влияние на абразивную износостойкость стали карбидных частиц ослабевает с их коагуляцией и увеличением межкарбидного расстояния.

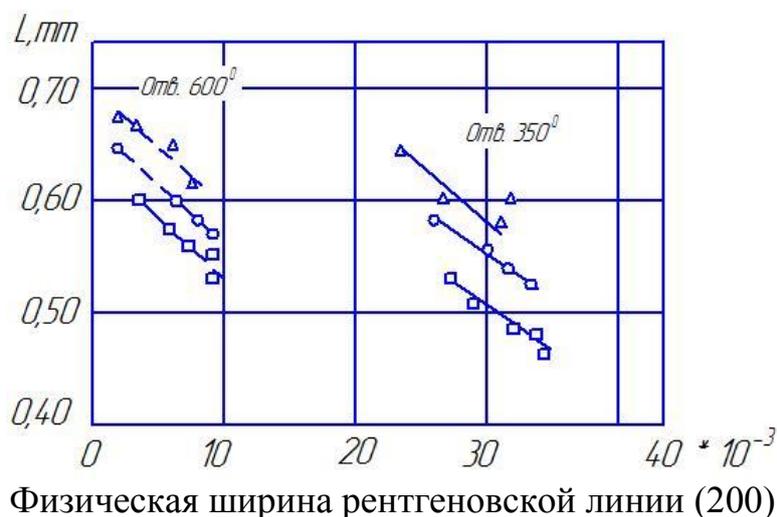


Рисунок 1 - Зависимость абразивного износа (L) сталей Δ -35, \circ -45, \square -Y8 от физической ширины рентгеновской линии.

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 Y8 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 (ΔL) 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

λ - 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 1100⁰С способствует более раннему распаду перенасыщенного твердого раствора, как в области образования ϵ - карбида (на 14⁰С), так и области образования цементита (на 20⁰С).

Наблюдаемое объясняется увеличением плотности дислокаций с повышением температуры закалки стали, с максимум при 1100⁰С [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 860⁰С, физическая ширина рентгеновской линии β (220), косвенно характеризующей плотность дислокаций, равна $53 \cdot 10^{-3}$ радиан, а содержание углерода в твердом растворе около 0,30%, у образца закаленной от 1100⁰С 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 1100⁰С, имеет четко выраженную ориентацию по отношению к бывшим мартенситным иглам, чего нельзя сказать о выделении карбидов у образцов, закаленных от 860⁰С.

Интересно отметить, что повышение температуры отпуска до 680⁰С приводит к резкому укрупнению и коагуляции карбидов в образцах, закаленных от стандартной температуры, в то время как в образцах, закаленных с 1100⁰С, 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 1100⁰С).

Эксперименты по изучению распределения карбидов по размерам в образцах, отпущенных при 600⁰С, показали (рис.2), что доля мелких карбидов (до 0,1 мкм) после закалки от 1100⁰С составляет 45%, а в образцах, стандартно закаленных - 31,4%. Крупные же карбиды (0,4-0,5 мкм) в образцах закаленных от 1100⁰С вообще не встречаются, в то время как после стандартной закалки (860⁰С) их доля составляет 5-10%.

Таким образом, повышение температуры закалки до 1100⁰С 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.

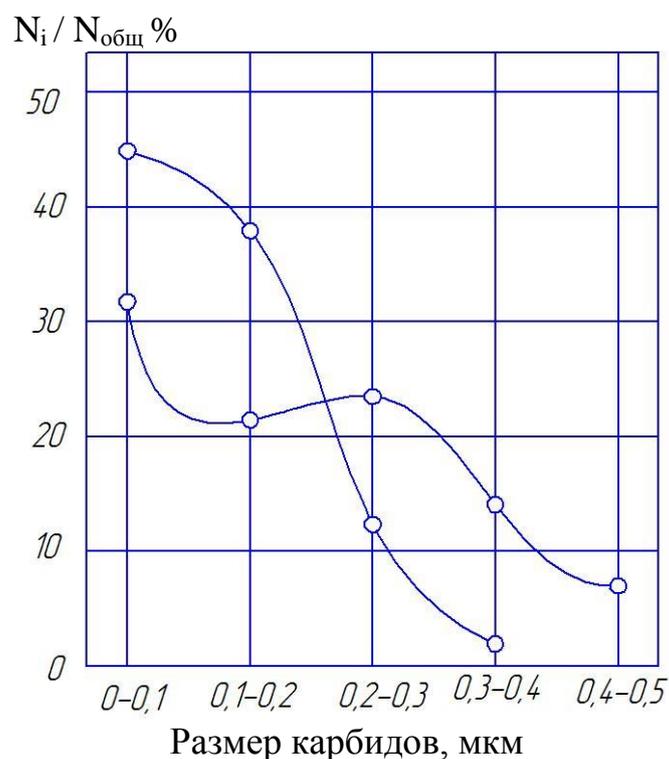


Рисунок 2 - Распределение карбидов железа (Fe_3C) по размерам в закаленной и отпущенной при 600°C стали 45. Закалка от: 1- 860°C , 2- 1100°C .

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.