

РАЗРАБОТКА КОМПЬЮТЕРНОЙ ПРОГРАММЫ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СОСТАВА И ТЕРМИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ

Бердиев Д.М., Умарова М.А., Юсупов А.А.

*Ташкентский государственный технический университет им. И. Каримова,
Ташкент*

Ключевые слова: термическая обработка, плотность дислокаций, экстремальная температура, низколегированная сталь, компьютерная программа.

Аннотация. Установлены связи между параметрами структуры термически обработанных сталей и их абразивной износостойкостью. Во всех температурах окончательного отпуска закаленной стали наблюдается прямая связь между ее параметрами структуры и износостойкостью при трении скольжения о незакрепленные абразивные частицы. Разработана компьютерная программа для выбора химического состава марки стали и способов термического упрочнения с целью обеспечения требуемой износостойкости.

DEVELOPMENT OF A COMPUTER PROGRAM FOR DETERMINING THE COMPOSITION AND THERMAL CONDITIONS OF STEEL HARDENING

Berdiev D.M., Umarova M.A., Yusupov A.A.

Tashkent State Technical University named after I. Karimov, Tashkent

Keywords: heat treatment, dislocation density, extreme temperature, low-alloy steel, computer program.

Abstract. The relationships between the parameters of the structure of heat-treated steels and their abrasive wear resistance are established. At all temperatures of the final tempering of hardened steel, there is a direct relationship between its structure parameters and wear resistance when sliding friction against loose abrasive particles. A computer program has been developed to select the chemical composition of the steel grade and methods of thermal hardening in order to ensure the required wear resistance.

Абразивное изнашивание является основной причиной выхода из строя металлических деталей. Изготовление деталей из быстроизнашиваемого материала часто не обосновано и, как правило, обусловлено инертностью производства [1]. В ремонтном производстве данная тенденция часто связана с отсутствием или недостатком необходимых износостойких марок сталей, что может привести к преждевременному выходу из строя при эксплуатации отремонтированных узлов. Выбор сталей для изготовления ответственных деталей должен основываться на показателях их износостойкости [1].

Задачи настоящего исследования: выполнение подготовительной термической обработки на экстремальных режимах с завершающей термической обработкой; установление связей между параметрами структуры сталей и их абразивной износостойкостью; создание компьютерной программы определить состава сталей и способов термического упрочнения для достижения требуемой износостойкости изготавливаемых деталей.

Исследовали углеродистые стали (от технического железа до У8) и низколегированную сталь 65Г. Испытания материалов на абразивное изнашивание

осуществляли на приборе ПВ-7 [2], металлографический анализ выполняли с помощью микроскопа МИМ-8М с увеличением $\times 100$ и $\times 1000$ [3]. Межцементное расстояние в закаленных и отпущенных сталях определяли по микрофотографиям, полученным с угольных реплик на электронном микроскопе УМВ-100Л, а также со шлифов на световых микроскопах. Съемки выполняли при ускоряющем напряжении до 75 кВ и увеличении в 17000–27000 раз [3]. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-2.0 [4]. Определяли состояние тонкой структуры стали (плотность дислокаций), количество остаточного аустенита, период кристаллической решетки, количество углерода в фазах закаленной стали.

Для определения закономерностей структурообразования предварительную нормализацию сталей выполняли при разных температурах (выше A_{c3} (или A_{c1}) + $30 \div 50^\circ\text{C}$ до 1200°C). Была установлена экстремальная температура нормализации (1100°C), при которой после (γ - α)-превращения формируется ферритная фаза с максимальной плотностью дислокаций.

Испытания на изнашивание показали, что, несмотря на некоторое повышение твердости и неравновесности структуры, с повышением температуры нагревания для нормализации наименьшее изнашивание наблюдается при температуре 1100°C . Повышение износостойкости по сравнению с износостойкостью образцов, нормализованных традиционно (выше A_{c3} (или A_{c1}) + $30 \div 50^\circ\text{C}$), тем больше, чем выше содержание углерода в стали [5].

При закалке с последующим отпуском при температуре 350°C и выше структуры углеродистых и малолегированных сталей представляют собой ферритоцементитную смесь, однако в зависимости от легирования феррит в своем составе имеет повышенное количество углерода. В этом случае на изнашивание влияет твердорастворное упрочнение феррита углеродом.

Степень этого влияния можно установить по разнице ΔQ износов, т.е. между износом закаленного и отпущенного при температуре 200°C технического железа (содержание углерода $C_c = 0,15\%$) и износами железа в нормализованном состоянии при равной плотности дислокаций. Разница износов в результате твердорастворного упрочнения феррита углеродом составила $\Delta Q_{\text{тв.р}} = \xi C_c$ [5] (C_c , % – содержание углерода в твердом растворе α -фазы; ξ , мг/% – коэффициент упрочнения и снижения износа при вводе в твердый раствор феррита атомов углерода ($\xi = 6,2$ мг/%)).

Повторную фазовую перекристаллизацию осуществляли нагреванием до температуры, принятой для каждой марки стали при закалке. Углеродистые стали (сталь 30) закаливали в воде или в 10%-ом водном растворе NaCl, легированную сталь 65Г закаливали в масле. После закалки образцы подвергали отпуску при температуре 200°C , часть образцов из стали 30 оставили без отпуска.

Исследования показали [6], что после повторной фазовой перекристаллизации аустенитные зерна сталей была примерно одинаковые не зависимо от температуры предварительной нормализации, количество остаточного аустенита было минимальным. Однако состояние тонкой структуры в зависимости от температуры предварительной нормализации менялось по экстремальному закону. Плотность дислокаций была максимальной, если

предварительную нормализацию осуществляли при температуре 1100°C, что свидетельствует о наследовании элементов исходной субмикструктуры при повторной фазовой перекристаллизации. При повторной закалке значительная часть атомов углерода уходит на дислокации, поэтому при экстремальной температуре предварительной нормализации тетрагональность решетки мартенсита минимальная. Аналогичные результаты имели место при непосредственной закалке при температуре 1100°C. В частности, сталь 30 (содержание углерода $C_c = 0,28\%$) после резкого закалочного охлаждения имела структуру мартенсита, но содержание углерода в тетрагональной решетке не превышало 0,15%, а при закалке при температурах 1100 и 1150°C в тетрагональной решетке углерода не обнаруживалось.

Повышенная плотность дислокаций в закаленной стали, которая наблюдается при предварительной нормализации с экстремальной температурой, существенно влияет на износостойкость стали при трении скольжении о незакрепленные абразивные частицы [6].

В ранних проведенных исследованиях [5] были определены зависимости разницы износов ΔQ образцов из низкоотпущенных сталей 30, 45, 55, У8 и 65Г от относительной плотности $\sqrt{\rho}$ дислокаций. Полученные зависимости линейные [5]. Для всех исследованных сталей справедлива зависимость $\Delta Q_d = \alpha \Delta \sqrt{\rho}$, где $\alpha = 0,4$. Однако у каждой стали есть отличительная особенность, обусловленная дополнительным структурным параметром. Для однофазной мартенситной структуры это может быть только твердорастворное упрочнение.

Если рассматривать твердорастворное упрочнение мартенсита углеродом, то его можно найти при одной приведенной плотности дислокаций $\sqrt{\rho}$ [6]. Экстраполируя зависимости $Q = f(\sqrt{\rho})$ на ось ординат, определим степень снижения износа в результате твердорастворного упрочнения мартенсита углеродом.

На рисунке 1, а показаны значения относительных ΔQ износов сталей 30, 45, 55, 65Г и У8 от содержания C_c углерода в мартенсите и аппроксимирующая их кривая, которая имеет нелинейный характер и описывается уравнением $y = ax^b$, т.е. $\Delta Q = a(\Delta C_c)^b$. Задавая содержание углерода в стали и, имея экспериментальные значения ΔQ , можно найти коэффициенты a и b , тогда получим: $\Delta Q_{\text{тв.р}} = 1,06 \Delta C_c^{0,78}$.

Для углеродистых и низколегированных доэвтектоидных и эвтектоидных сталей, закаленных на мартенсит и низкоотпущенных, можно записать обобщенную зависимость износа от параметров структуры [5-6]:

$$Q = Q_{0\text{Ст}30} - 0,4 \Delta \sqrt{\rho} - 1,06 \Delta C_c^{0,78}, \quad (1)$$

Формула (1) отражает аддитивное влияние параметров структуры на износостойкость. Она получена для сталей с максимальным упрочнением, при этом коэффициенты структурных параметрах остаются постоянными. Эксперименты показали, что введение в сталь в малых количествах марганца как легирующего элемента не повлияло на износостойкость сталей с мартенситной структурой.

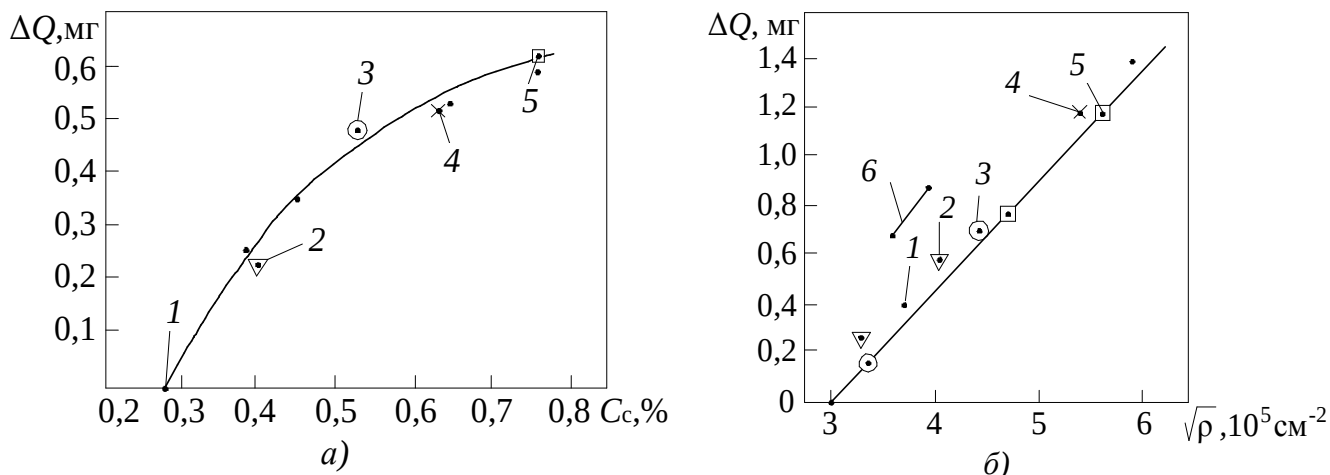


Рис. 1. Значения разниц ΔQ износов для сталей 30 (1), 45 (2), 55 (3), 65Г (4), У8 (5) и стали 30 без отпуска (6) в зависимости от содержания C_c углерода в мартенсите (а) и от плотности $\sqrt{\rho}$ дислокаций (б), а также их аппроксимирующие кривые

В выражении (1) значимым фактором является плотность дислокаций. Максимальное снижение износа для закаленной на мартенсит стали в результате повышения плотности дислокаций составило 1,5мг, а при твердорастворном упрочнении мартенсита углеродом – 0,62мг.

Снижение износа в результате дислокационного упрочнения определяли после вычитания износа эталонной стали (сталь 30, предварительная нормализация при температуре 900°C , повторное нагревание до 900°C , закалка и отпуск при температуре 200°C), анализ показал снижение износа в результате твердорастворного упрочнения.

Данные, представлены на рисунке 1, б указывают на то, что снижение износа в результате дислокационного упрочнения в целом соответствует выражению (1), однако выпадают данные по стали 30 после закалки без отпуска:

$$Q = Q_{0\text{Cr30}} - 0,4\Delta\sqrt{\rho} - \Delta Q_{\text{д.у}} - 1,06\Delta C_c^{0,78} = 2,2 - 0,4\Delta\sqrt{\rho} - 0,5 - 1,06\Delta C_c^{0,78}. \quad (2),$$

Значительное снижение износа стали 30 в состоянии закалки без отпуска нельзя объяснить только ростом плотности дислокаций (см. рис. 1, б), так как плотность дислокаций по сравнению с отпущенной сталью при температуре 200°C мало изменяется.

Максимальная плотность дислокаций и минимальный износ (при температурах отпуска 350 , 450 и 600°C) наблюдаются при температуре предварительной нормализации 1100°C . При всех температурах окончательного отпуска наблюдается линейная связь между снижением износа и повышением плотности дислокаций. Дислокационное упрочнение ферритной матрицы сталей, которое приводит к снижению изнашиваемости, определяет зависимость $\Delta Q_{\text{д}} = \alpha\sqrt{\rho}$ [6].

Разницу износов по абсолютной величине для разных сталей следует связать с влиянием дисперсионного упрочнения частицами цементита, так как при приведенных температурах отпуска весь углерод углеродистых сталей выделяется из твердого раствора.

Дисперсионное упрочнение зависит от размеров и количества цементитных частиц в матрице сплава (феррите), т.е. от среднего расстояния между частицами цементита.

Средний диаметр частичек цементита, а также среднее расстояние между частицами цементита определяют по фотографиям и формуле диффузии углерода в феррите [7]. Структуры сталей после закалки и отпуска при температурах 350, 450 и 600°C представляли собой дисперсные частицы цементита в ферритной матрице, т. е. троостит и сорбит отпуска.

Средний диаметр частиц цементита можно найти в работе [7], если известен коэффициент диффузии углерода в феррите, и далее можно определить расстояние λ между частицами.

По экспериментальным данным построили зависимости относительного износа от содержания в ферритной матрице частиц второй фазы (цементита) – обратная величина междементитного расстояния: $\Delta Q_{\phi} = K \left(\frac{1}{\lambda} \right)$ [6], которые для каждой температура отпуска представляют собой прямые линии. Коэффициенты $K = \Delta Q_{\phi} \lambda$ и α зависят от температуры отпуска, и они будут разными: при температуре отпуска 600°C имеем $K = 3,8$ и $\alpha = 1,0$; для 350°C имеем $K = 0,35$ и $\alpha = 0,70$.

Исследования показали [5], с повышением прочности стали (снижение температуры отпуска закаленной стали) влияние упрочняющих структурных параметров на ее износостойкость снижается.

Если предположить аддитивное влияние параметров структуры на износостойкость, то износ в данные случае (после отпуска при температурах 350 °C и выше) можно определить по выражению [6]

$$Q = Q_{0Fe} - \Delta Q_d - \Delta Q_{\phi} - \Delta Q_{тв.р} - \Delta Q_{лег} = 7,5 - \alpha \sqrt{\rho} - K \left(\frac{1}{\lambda} \right) - \eta M - 6,2 C_c. \quad (3)$$

Таким образом, для низкоотпущенных сталей с мартенситной структурой износ можно определить по формуле (1), а для сталей после закалки и отпуска при температурах 350°C и выше – по формуле (3).

В формуле (1) переменными являются только плотность дислокаций и содержания углерода. В сталях с мартенситной структурой содержание углерода может меняться с 0,28 % (сталь 30) до 0,82 % (сталь У8). В этом случае легко вычислить плотность дислокаций (или $\sqrt{\rho}$) при заданном износе при данном содержании углерода.

Программа по выбору материалов и технологии упрочнения разработана для определения только одного показателя – относительной износостойкости: $E = Q_{0Fe}/Q$, где Q_{0Fe} – износ эталонной стали (отожженного технического железа); Q – расчетный износ.

Последовательность (без ограничений области существования и сочетаний структурных параметров) выбора материала и способов его упрочнения для обеспечения требуемой износостойкости показано на рисунке 2.

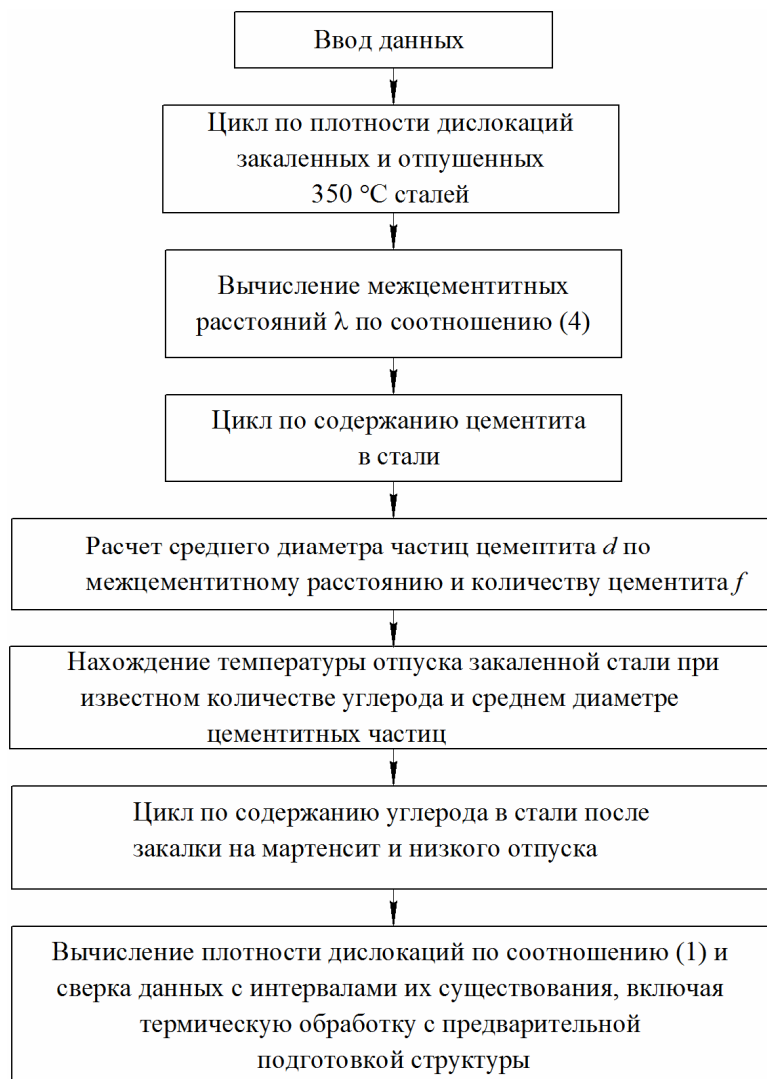


Рис. 2. Блок схема выбора материала и способов его упрочнения

С помощью разработанной программы можно определить состав стали и режим термического упрочнения в зависимости от требуемой износостойкости.

Для проверки полученных результатов проведены натурные испытания лемехов плуга, изготовленных из стали 30, лезвия которых были закалены с температуры нагревания до 1100°C без отпуска. В качестве контрольных образцов использовали лемех плуга из стали Л53 производства ОАО «Бахтсельмаш».

Выводы

Установлены количественные зависимости между параметрами структуры термически обработанной стали и ее абразивной износостойкостью, наблюдается взаимозависимость между величиной износа и плотностью дислокаций закаленных и отпущенных сталей.

Разработаны алгоритм и программа расчета для нахождения состава сталей, режимов их термического упрочнения в зависимости от требуемого уровня относительной износостойкости.

Список литературы

1. Беренштейн Д.Б. Абразивное изнашивание лемешного лезвия и работоспособность плуга // Тракторы и сельскохозяйственные машины. 2002. №6. С. 39-42.

2. Гаркунов Д. Н. Триботехника. М.: МСХА, 2005. 356 с.
3. Батаев В.А., Батаев А.А., Алхимов А.П. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей. М.: Наука, 2007. 224 с.
4. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Растворгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСиС, 1994. 328 с.
5. Бердиев Д.М. Умарова М.А., Юсупов А.А. Установление влияния параметров структуры сталей на их абразивную износостойкость // Вестник машиностроения. 2021. № 9. С. 50-54.
6. Бердиев Д.М. Умарова М.А., Юсупов А.А. Выбор химического состава сталей и их режим термического упрочнения с помощью компьютерной программы // Литьё и металлургия. 2021. №4. С. 59-65.
7. Бокштейн С.З. Структура и механические свойства легированной стали. М.: Металлургия, 1954. 287 с.

Сведения об авторах:

Бердиев Дороб Муртович – д.т.т., профессор, заведующий кафедрой;

Умарова Махмуда Абдуганаровна – к.т.н., доцент;

Юсупов Абдулазиз Абдуллажонович – к.т.н., доцент.