

Установление количественного соотношения между параметрами структуры сталей на величину износостойкость

Умарова М.А.

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

Установлены связи между параметрами структуры термически обработанных сталей и их абразивной износостойкостью. Разработана компьютерная программа для выбора материала и способов термического упрочнения с целью обеспечения требуемой износостойкости.

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

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, 2]. 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 [3].

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 программы выбора материалов и способов упрочнения для достижения требуемой износостойкости изготавливаемых деталей.

Исследовали углеродистые стали (от технического железа до У8) и малолегированную сталь 65Г. Марки данных сталей регламентирует ГОСТ 8559–75. Для создания в исследуемых сталях разных структур образцы подвергали термической обработки. Режимы обработки подбирали таким образом, чтобы обеспечить изучение влияния на износостойкость одного структурного параметра стали при относительной стабильности других параметров.

Испытания материалов на абразивное изнашивание осуществляли на приборе ПВ-7, на котором реализуется разрушение поверхности образца в результате трения [4, 5].

Металлографический анализ выполняли с помощью микроскопа МИМ-8М с увеличением $\times 100$ и $\times 1000$ [6]. 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. Съёмки выполняли при ускоряющем напряжении до 75 кВ и увеличении в 17000–27000 раз [7].

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-2.0 [8]. 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÷50 °С до 1200 °С). Была установлена экстремальная температура нормализации (1100 °С), 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 нагрева для нормализации наименьшее изнашивание наблюдается при температуре 1100 °С. Повышение износостойкости по сравнению с износостойкостью образцов, нормализованных традиционно (выше A_{c3} (или A_{c1}) + 30÷50 °С), тем больше, чем выше содержание углерода в стали (табл. 1).

Таблица 1

Относительные износы ΔQ сталей при экстремальном режиме обработки в сравнении с износом при традиционной обработке

Сталь	30 (без отпуска)	30 (с отпуском)	45	55	65Г	У8
ΔQ , %	22	19	23	30	40	50

При закалке с последующим отпуском при температуре 350 °С 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 °С 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 $\Delta Q_{\text{тв.р}} = \xi C_C$ [9] (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/%)).

Изнашивание сталей в отожженном состоянии (при минимальной плотности дислокаций) зависит только от количества перлитной составляющей структуры, тогда разница износов $\Delta Q_{\text{п}} = Q_0 - \Pi$, где $Q_0 = 7,5$ мг – износ технического железа после отжига; $\Pi = 0,047$ % – процентное содержание перлитной составляющей в структуре отожженной стали.

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 °С, часть образцов из стали 30 оставили без отпуска.

Исследования показали [9], 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 °С, 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 °С. 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 °С 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 [9].

На рис. 1 представлены зависимости разницы износов ΔQ образцов из низкоотпущенных сталей 30, 45, 55, У8 и 65Г от относительной плотности $\sqrt{\rho}$ дислокаций. Полученные зависимости линейные. 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.

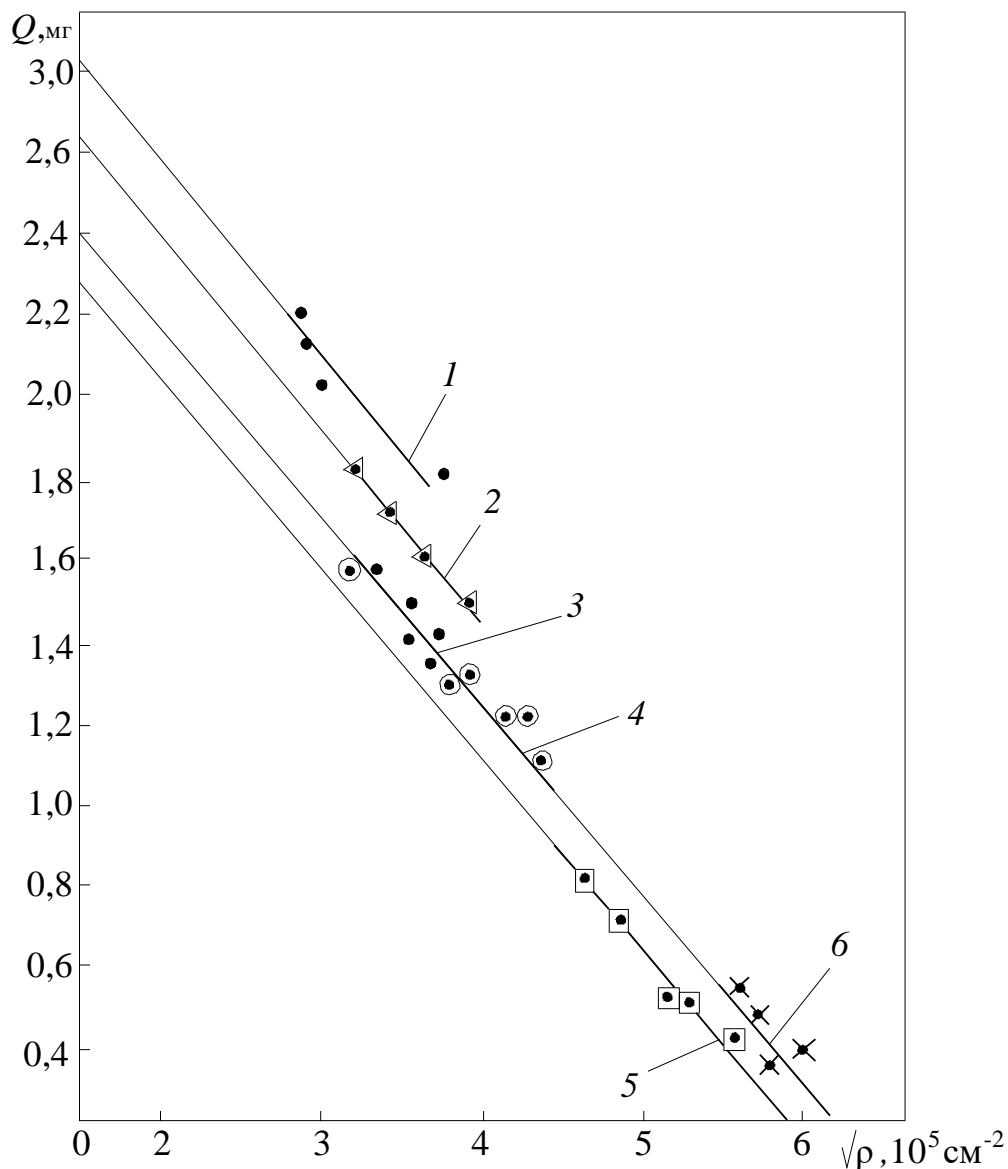


Рисунок 1. Зависимости изменения износов Q образцов из низкоотпущенных сталей 30 (1), 45 (2), 30 без отпуска (3), 55 (4), У8 (5) и 65Г(6) от плотности $\sqrt{\rho}$ дислокаций

Если рассматривать твердорастворное упрочнение мартенсита углеродом, то его можно найти при одной приведенной плотности дислокаций $\sqrt{\rho}$ (см. рис. 1). Экстраполируя зависимости $Q = f(\sqrt{\rho})$ на ось ординат, определим степень снижения износа в результате твердорастворного упрочнения мартенсита углеродом.

На рис. 2, 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:

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

где $Q_{0\text{Ст}30} = 2,2$ мг – износ эталонного образца из стали 30 с $C_C = 0,28$ % после закалки с температуры $890 \div 900$ °С и отпуска при температуре 200 °С; $\Delta\sqrt{\rho}$ – разница между плотностями дислокаций в исследуемой и эталонной сталях; ΔC_C – разница содержаний углерода в исследуемой и эталонной сталях.

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.

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

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

Данные, представлены на рис. 2, 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:

$$\begin{aligned} Q &= Q_{0\text{Ст}30} - 0,4\Delta\sqrt{\rho} - \Delta Q_{\text{д.у}} - 1,06\Delta C_C^{0,78} = \\ &= 2,2 - 0,4\Delta\sqrt{\rho} - 0,5 - 1,06\Delta C_C^{0,78}, \end{aligned}$$

где $\Delta Q_{\text{д.у}}$ – разница износов в результате деформационного упрочнения, обусловленный процессом трения, неотпущенной стали.

Значительное снижение износа стали 30 в состоянии закалки без отпуска нельзя объяснить только ростом плотности дислокаций (см. рис. 2, б), так как плотность дислокаций по сравнению с отпущенной сталью при температуре 200 °С мало изменяется.

При деформации $\varepsilon > 2$ % неотпущенной стали в мартенсите сохраняется больше новых дислокаций. Происходит перестройка исходной дислокационной структуры. Рентгеновский анализ показал снижение ширины рентгеновской линии. Перераспределение углерода обуславливает уменьшение ширины рентгеновских линий. Образование атмосфер Коттрелла [10] также способствует уменьшению искажений кристаллической решетки. Однако это означает интенсивное протекание деформационного старения в процессе абразивного изнашивания.

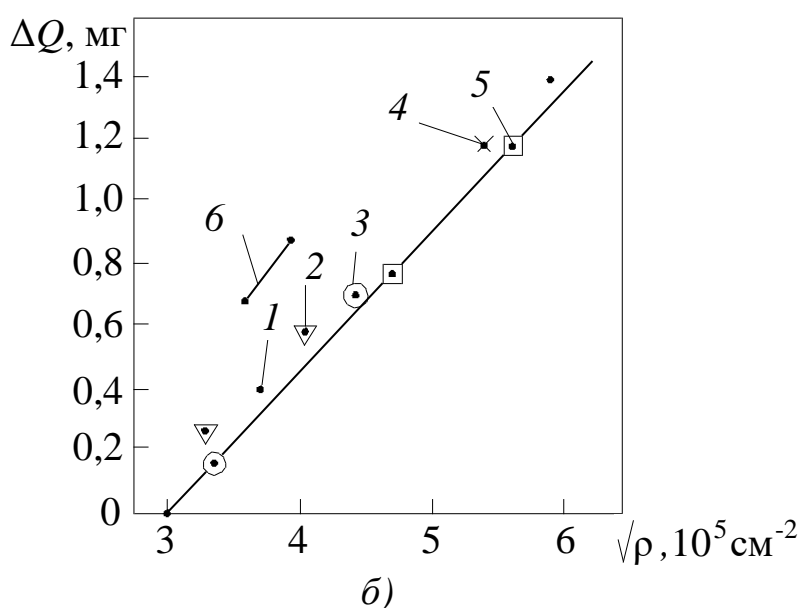
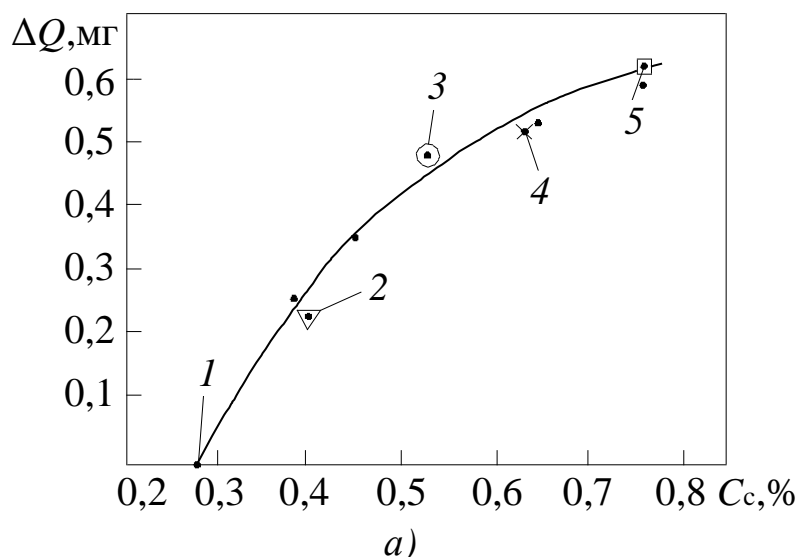


Рисунок 2. Значения разниц ΔQ износов для сталей 30 (1), 45 (2), 55 (3), 65Г (4), У8 (5) и стали 30 без отпуска (6) в зависимости от содержания C_c углерода в мартенсите (а) и от плотности $\sqrt{\rho}$ дислокаций (б), а также их аппроксимирующие кривые

Использовать закалку без отпуска для средне- и высокоуглеродистых сталей, из которых изготавливают быстроизнашиваемые детали, нельзя, так как повышается вероятность хрупкого разрушения. Однако хрупкое разрушение закаленной низкоуглеродистой стали 30 маловероятно даже в состоянии без отпуска. Поэтому в исследованиях закалки без отпуска ограничились сталью 30.

Максимальная плотность дислокаций и минимальный износ (при температурах отпуска 350, 450 и 600 °С) наблюдаются при температуре предварительной нормализации 1100 °С. 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 $\Delta Q_d = \alpha \sqrt{\rho}$ [11], где α – угловой коэффициент.

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 [12]. Структуры сталей после закалки и отпуска при температурах 350, 450 и 600 °С представляли собой дисперсные частицы цементита в ферритной матрице, т. е. троостит и сорбит отпуска.

Средний диаметр частиц цементита можно найти в работе [12], если известен коэффициент диффузии углерода в феррите, и далее можно определить расстояние λ между частицами.

Расчетные данные соответствуют экспериментальным.

Влияние цементитных частицы на износ при отпуске стали при температуре 600 °С показано в табл. 2.

Таблица 2

Влияние цементитных частиц на износ при отпуске сталей при температуре 600 °С

Материал	Q , мг	ΔQ , мг	λ , мкм	$1/\lambda$, мкм ⁻¹
Технического Fe	7,5	0	-	0
Сталь 45	3,1	4,4	0,90	1,04
Сталь 55	2,9	4,6	0,83	1,20
Сталь У8	3,3	5,2	0,68	1,47

По экспериментальным данным построили зависимости относительного износа от содержания в ферритной матрице частиц второй фазы (цементита) – обратная величина межцементитного расстояния: $\Delta Q_\phi = K \left(\frac{1}{\lambda}\right)$ [12], 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 °С имеем $K = 3,8$ и $\alpha = 1,0$; для 350 °С имеем $K = 0,35$ и $\alpha = 0,70$.

Таким образом, 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 °С и выше) можно определить по выражению

$$Q = Q_{0Fe} - \alpha\sqrt{\rho} - K\lambda^{-1} - \xi C_c, \quad (2)$$

где $Q_{0Fe} = 7,5$ мг – износ отожженного технического железа; ρ – плотность дислокаций ферритной матрицы; α – коэффициент упрочнения стали и снижения износа при повышении плотности дислокаций; λ – расстояние между частицами цементита закаленной и отпущенной стали; K – коэффициент упрочнения и снижения износа в результате дисперсности в структуре второй фазы; C_c – содержание углерода в твердом растворе α -фазы, т. е. в феррите, когда после отпуска часть углерода еще не выделилась из твердого раствора; ξ – коэффициент упрочнения и снижения износа при вводе в твердый раствор феррита атомов углерода.

Содержание углерода в составе феррита отпущенной стали не бывает большим, поэтому найденное по результатам экспериментов с техническим железом выражение будет общим для всех сталей со структурой на ферритной основе.

Так как было установлено, что $\xi = 6,2$, то для легированных сталей $\Delta Q_{тв.р} = 6,2C_c$ [9].

В общем виде запишем:

$$Q = Q_{0Fe} - \Delta Q_d - \Delta Q_\phi - \Delta Q_{тв.р}, \quad (3)$$

где $Q_{0Fe} = 7,5$ мг – износ отожженного технического железа при принятых условиях; ΔQ_d – разница износов в результате повышения плотности дислокаций; ΔQ_ϕ – разница износов в результате присутствия дисперсных частиц цементита в ферритной матрице; $\Delta Q_{тв.р}$ – разница износов в результате присутствия атомов углерода в феррите отпущенной легированной стали.

При закалке с низким отпуском малолегированных сталей не выявили влияние легирующих химических элементов в составе мартенсита (на пример Mn) на износостойкость, что нельзя отнести к закалке с отпуском при температурах 350 °С и выше. В этом случае количество легирующего химического элемента и углерода в феррите зависит от температуры отпуска, поэтому влияние твердорастворного упрочнения на износостойкость может оказаться значительным, тогда будет справедливо выражение

$$Q = Q_{0Fe} - \Delta Q_d - \Delta Q_\phi - \Delta Q_{тв.р} - \Delta Q_{лег} = 7,5 - \alpha\sqrt{\rho} - K\frac{1}{\lambda} - \eta M - 6,2C_c, \quad (4)$$

где M – количество легирующего химического элемента в твердом растворе α -фазы; η – коэффициент упрочнения феррита легирующим элементом.

Таким образом, для низкоотпущенных сталей с мартенситной структурой износ можно определить по формуле (1), а для сталей после закалки и отпуска при температурах 350 °С и выше – по формуле (4).

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.

В выражении (4) переменными величинами, зависящими от температуры отпуска, являются коэффициенты α , ε , η , а также содержание углерода C_c и количество M легирующего химического элемента в феррите. Эти данные можно вводить в компьютерную программу в виде дискретных величин, используя указанных выше результаты, а также данные работ [9, 11].

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.

Сначала рассчитываем межцементитное расстояние в сталях после закалки и отпуска при температурах выше 350 °С по формуле (4) при заданном износе. Межцементитные расстояния зависят от температуры отпуска и содержания углерода, поэтому для расчета среднего диаметра цементитных частиц необходимо определить количество цементитной составляющей. По уравнению диффузии углерода в феррите можно найти температуру отпуска при известном среднем диаметре d цементитных частиц и содержании углерода [12].

Далее вычисляем плотность дислокаций низкотпущенной стали при разном содержании углерода для заданного износа по формуле (1).

Последовательность (без ограничений области существования и сочетаний структурных параметров) выбора материала и способов его упрочнения для обеспечения требуемой износостойкости:

ввод данных;

цикл-1 по плотности дислокации закаленных и отпущенных 350 °С сталей; вычисление межцементитных расстояний λ по соотношению (4);

цикл-2 по содержанию цементита в стали;

расчет среднего диаметра частиц цементита d по межцементитному расстоянию и количества цементита f ;

нахождение температуры отпуска закаленной стали при известном количестве углерода и среднем диаметре цементиты частиц;

цикл-3 по содержанию углерода в стали после закалки на мартенсит и низкого отпуска;

вычисление плотности дислокаций по соотношению (1) и сверка данных с интервалами их существования, включая термическую обработку с предварительной подготовкой структуры.

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 °С без отпуска. В качестве контрольных образцов использовали лемех плуга из стали Л53 производства ОАО «Бахтсельмаш».

Испытания показали, что износостойкость серийных лемехов незначительно превышает износостойкость лемехов, изготовленных из стали 30, лезвия которых закалены с температуры 1100 °С без отпуска [13].

Выводы

1. Установлены количественные зависимости между параметрами структуры термически обработанной стали и ее стойкостью к абразивному износу при трении скольжения о незакрепленные абразивные частицы.

2. Существует взаимозависимость между величиной износа при трении о сыпучие абразивные материалы (кварцевый песок) и плотностью дислокаций закаленных и отпущенных сталей.

3. Установлено, что при всех температурах окончательного отпуска закаленной стали существует прямая зависимость между ее структурными параметрами (количеством элементов в твердом растворе, плотностью дислокаций, размером частиц цементита и межцементитным расстоянием) и износостойкостью при трении скольжения о незакрепленные абразивные частицы.

4. Разработаны алгоритм и программа расчета для определения состава сталей, режимов их термического упрочнения в зависимости от требуемого уровня относительной износостойкости при трении скольжения о незакрепленные абразивные частицы.

Библиографический список

1. Ткачев В. Н. Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин. М.: Машиностроение, 1971. 264 с.

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

3. Dyuchenko S. S. Heredity in phase transformation: mechanism of the phenomenon and effect on the properties // Metall Science and heat treatment. 2000. Vol. 42. № 3, 4. P. 122–126.

4. Гаркунов Д. Н. Триботехника. М.: МСХА, 2005. 356 с.

5. Тененбаум М. М. Сопротивление абразивному изнашиванию. М.: Машиностроение, 1976. 267 с.

6. Металлография сплавов железа: Справочник / Пер. с нем. под ред. М. Л. Бернштейна. М.: Металлургия, 1985. 248 с.

7. Батаев В. А., Батаев А. А., Алхимов А. П. Методы структурного анализа материалов и контроля качества деталей. М.: Наука, 2007. 224 с.

8. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Растворгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСиС, 1994. 328 с.

9. Berdiev D.M., Umarova M.A., Toshmatov R.K. Phase and structural transformations of structural steels in nontraditional heat treatment // Russian Engineering Research. 2021. Vol. 41, no. 1, pp. 46-48.

10. Савицкий И. А., Скаков Ю. А. Влияние деформации на ширину рентгеновских линий и перераспределение углерода // Изв. вузов. Черная металлургия. 1972. № 9. С. 123–126.

11. Berdiev D.M., Yusupov A.A. Improving the wear resistance of gear teeth by cyclic quenching with Inductive Heating // Russian Engineering Research. 2020. V. 40. no. 6. pp. 473-475.

12. Бокштейн С. З. Структура и механические свойства легированной стали. М.: Металлургия, 1954. 287 с.

13. Berdiev D.M. Saidumarov B.M. Increasing the Abrasive Wear Resistance of Steels by Heat Treatment with Preliminary Preparation of the Structure // International Conference on Reliable Systems Engineering, 2021, Vol. 305, pp. 162-170.