

УДК 004.94; 621.373

А. В. Алифанов^{1,2}, доктор технических наук, профессор,
Д. А. Ционенко³, кандидат физико-математических наук, доцент,
В. В. Малеронок⁴, **А. М. Милюкова**¹, кандидат технических наук, доцент,
И. А. Богданович², кандидат технических наук, доцент

¹Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», ул. Академика Купревича, 10, 220084 Минск, Республика Беларусь, +375 (17) 367 60 10

²Учреждение образования «Барановичский государственный университет», ул. Войкова, 21, 225404 Барановичи, Республика Беларусь

³Учреждение образования «Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники», ул. П. Бровки, 6, 220013 Минск, Республика Беларусь, +375 (17) 293 84 38

⁴Учреждение образования «Белорусская государственная академия авиации», ул. Уборевича, 77, 220096 Минск, Республика Беларусь

АНАЛИТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОМПЛЕКСНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ И МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ

В статье аналитически исследована зависимость эффективности упрочняющей обработки стальных изделий от параметров комплексного воздействия комбинированной термической и магнитно-импульсной обработки, приводящего к образованию дисперсной структуры. Установлено, что для предотвращения образования микротрещин под воздействием магнитно-импульсной обработки тугоплавких и жаропрочных материалов целесообразно осуществить предварительный нагрев заготовки токами высокой частоты до температур порядка 0,2...0,5 температуры фазового перехода.

Ключевые слова: комбинированная термическая и магнитно-импульсная обработка; энергия импульса; количество импульсов; стальные образцы; фазовое превращение; мелкозернистая структура; упрочнение.

Рис. 1. Библиогр.: 16 назв.

A. V. Alifanov^{1,2}, DSc in Technical Sciences, Professor,
D. A. Tsionenko³, PhD in Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor,
V. V. Maleronok⁴, **A. M. Miliukova**¹, PhD in Technical Sciences, Associate Professor,
I. A. Bogdanovich², PhD in Technical Sciences, Associate Professor

¹State Scientific Institution "Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus", 10 Academician Kuprevich Str., 220084 Minsk, the Republic of Belarus, +375 (17) 367 60 10

²Institution of Education "Baranavichy State University", 21 Voykova Str., 225404 Baranavichy, the Republic of Belarus

³Educational Establishment "Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics", 6 P. Brovki Str., 220013 Minsk, the Republic of Belarus, +375 (17) 293 84 38

⁴Educational Establishment "Belarusian State Academy of Aviation", 77 Ubovichy Str., 220096 Minsk, the Republic of Belarus

ANALYTICAL STUDIES OF COMPLEX THERMAL AND MAGNETIC PULSE STRENGTHENING TREATMENT OF STEEL PRODUCTS

The dependence of the efficiency of the steel products hardening treatment on the parameters of the complex effect of combined thermal and magnetic pulse treatment, leading to the formation of a dispersed structure, has been investigated analytically. It has been established that in order to prevent the formation of microcracks under the influence of magnetic pulse processing of refractory and heat-resistant materials, it is advisable to preheat the workpiece

with high-frequency currents to temperatures of the order of 0.2...0.5 phase transition temperature. Preheating also leads to the diffusion processes intensification and the creation of conditions for austenitic-martensitic transformations in the process of magnetic pulse processing.

Key words: combined thermal and magnetic pulse treatment; pulse energy; number of impulses; steel samples; austenitic-martensite transformation; fine-grained structure; strengthening.

Fig.1. Ref.: 16 titles.

Введение. Экспериментальные данные свидетельствуют о влиянии импульсных магнитных полей на изменение структуры поверхности стальных образцов. Одним из эффектов, который обусловлен магнитно-импульсным воздействием, является образование мелкозернистой структуры стали вблизи обрабатываемой поверхности заготовки [1—4]. Этот вывод подтверждается тем, что на соответствующей глубине под обработанной поверхностью происходит изменение физического уширения на дифрактограммах при рентгеноструктурном анализе металла [5—9].

Предварительный нагрев заготовок приводит к интенсификации процессов диффузии и созданию условий для аустенитно-мартенситных превращений в процессе магнитно-импульсного упрочнения (далее — МИУ) [10—12] и интенсификации магнито-стрикционных процессов образования границ зерен в процессе магнитно-импульсной обработки (далее — МИО) [13—15]. При этом определяющими факторами в дальнейшем процессе дробления зерен являются энергия импульса магнитного поля, содержание углерода и наличие различных легирующих элементов в стали.

Материалы и методы исследования. В Физико-техническом институте НАН Беларуси разработаны, изготовлены и применяются магнитно-импульсные установки (МИУ-2, МИУ-3, МИП-18 и др.) с различными технологическими возможностями, предназначенные для обработки металлических изделий импульсным электромагнитным полем различной напряженности и длительности.

Осуществляя аналитическое исследование, примем некоторые допущения. Проводимые исследования предназначены для анализа упрочняющего влияния МИО на заготовки, сделанные из высоко- и низкоуглеродистых сталей, подвергаемых предварительному нагреву, закалке либо отжигу. В целях осуществления анализа принимается следующая структура обрабатываемого материала: предполагается, что зерна феррита не являются однородными по объему; концентрация углерода повышается при приближении к области границы зерна [14]; для высокоуглеродистых сталей на границах зерен возможно образование пластин цементита и карбидных фаз легирующих элементов; в области границ зерен также существенно повышается концентрация дефектов. Увеличение концентрации примесей и дефектов в области границ зерен приводит к тому, что электро- и теплопроводность уменьшаются от центра к границе зерна.

Результаты исследования и их обсуждение. Рассмотрим зерно феррита, расположенное на глубине h от обрабатываемой поверхности образца. Вследствие этого индукционный ток, возбуждаемый в объеме зерна при импульсном воздействии, будет достигать максимального значения в области, близкой к его границе [14]:

$$j(h,r) = \frac{\mu(r)\mu_0 r}{2\rho(r)} \frac{dH(h)}{dt},$$

где $\mu(r)$ — магнитная проницаемость среды, зависящая от расстояния до центра зерна;

$\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн / м — магнитная постоянная в системе СИ;

$\rho(r)$ — удельное сопротивление, являющееся функцией расстояния до центра зерна;

- $\frac{dH}{dt}$ — скорость изменения вектора напряженности магнитного поля, определяемая параметрами установки, и для рассматриваемого случая равна $\approx 10^{10} - 10^{11}$ А / (м · с) на поверхности образца;
- h — глубина, отсчитываемая от поверхности образца вглубь материала, м.

Зависимость давления от глубины h в процессе МИО описывается формулой [14]:

$$\langle p(h) \rangle_t = \frac{\mu(r)\mu_0}{4} H_0^2 (\exp(-2\alpha h)). \quad (1)$$

Модуль вектора напряженности магнитного поля уменьшается с увеличением расстояния от поверхности вглубь образца [14]:

$$H(h) = H_0 (\exp(-\alpha h)),$$

где $\alpha = \sqrt{\mu\mu_0\omega / 2\rho}$ — величина, обратная толщине скин-слоя в металле,

где $\omega = \frac{\pi}{\tau}$ — циклическая частота, где τ — характерная длительность импульса, равная 10^{-3} с для рассматриваемой установки МИУ [6].

При напряженности магнитного поля $H_{\max} = 10^7$ А / м и магнитной проницаемости среды $\mu = 10^3$ получаем среднее давление на поверхности образца $\langle p(0) \rangle_t = 10^{11}$ Па.

При толщине скин-слоя $\delta = 10^{-4}$ м значение глубины, на которой давление, определяемое формулой (1), превосходит значение предела текучести для феррита, окруженного зернами перлита и равного $\sigma_T = (5 \dots 8) \cdot 10^8$ Па, равно 30...50 мкм. В результате на поверхности обрабатываемого образца в процессе импульсной обработки происходит не только перемещение дислокаций, приводящее к пластической деформации зерна, но и образование дополнительных дефектов: вакансий, краевых и винтовых дислокаций.

Пространственное распределение теплоты, выделяющейся при протекании индукционного тока, определяется неоднородностью структуры стали, что приводит к максимальному разогреву областей вблизи границ зерен. Считаем, что удельное сопротивление материала не изменяется существенно при изменении температуры, плотность материала и удельная теплоемкость постоянны для рассматриваемого диапазона температур.

Поскольку процессы теплопередачи характеризуются временем релаксации во много раз большим, чем время импульса, то процесс выделения тепла будем считать близким к адиабатическому процессу.

Процесс выделения теплоты при протекании индукционного тока происходит в течение малого промежутка времени, который по порядку величины соответствует длительности импульса τ при синусоидальной форме импульса; для изменения температуры в процессе МИО используется выражение [14]:

$$\Delta T = \frac{j^2(r, h)\rho(r)\tau}{2\gamma c},$$

где γ — плотность материала;

c — удельная теплоемкость материала.

Подставляя значения для плотности стали $8 \cdot 10^3$ кг / м³, теплоемкости $5 \cdot 10^2$ Дж / (кг · К) и удельного сопротивления области вблизи границы $\rho = 10^{-6}$ Ом · м, получаем для изменения температуры ΔT оценку $5 \cdot 10^2 \dots 1 \cdot 10^3$ К, что соответствует диапазону температур магнитных превращений и фазовых превращений в стали.

Рассмотрим систему из двух рядом расположенных зерен 1 и 2. Величина переданных из зерна 1 в зерно 2 растягивающих напряжений (по благоприятной плоскости) изменяется с расстоянием от границы зерен. В некоторой точке X зерна 2 эти напряжения будут равны [5—8]:

$$\sigma_x = q\sigma_0 + (\sigma - \sigma_0) \left(\frac{d}{2l} \right)^{0,5},$$

где σ_x — механическое напряжение в точке X зерна;
 q — коэффициент концентрации растягивающих компонент напряжений σ_0 , трещины в зерне 1;
 $\sigma_0 = \sigma_{\Pi} + \sigma_D$ — напряжение сопротивления движущимся дислокациям со стороны растворенных атомов и дисперсных фаз в матрице, дислокационной структуры и субграниц, а также напряжения трения Пайерлса—Набарро [5], где σ_{Π} — напряжение Пайерлса—Набарро:

$$\sigma_{\Pi} = \alpha G \frac{b}{W} e^{-2\pi \left(\frac{W}{b} \right)}, \tag{2}$$

где α — коэффициент, зависящий от геометрии дислокации;
 G — модуль сдвига матрицы;
 b — вектор Бюргерса;
 W — ширина дислокации;
 σ — приведенное касательное внешнее напряжение, превышающее предел текучести сплава;
 d — средний диаметр зерна;
 l — расстояние от границы зерна 2 до рассматриваемой точки X по благоприятной плоскости;

Напряжение σ_{Π} необходимо для того, чтобы осуществить старт незаблокированной прямолинейной дислокации в кристалле:

$$\sigma_D = \alpha_1 G b \sqrt{\rho},$$

где σ_D — напряжение, необходимое для продолжения пластической деформации;
 α_1 — коэффициент, зависящий от кристаллографической структуры металла;
 ρ — плотность дислокаций.

Уравнение (1) позволяет рассчитать напряжение, необходимое для продолжения пластической деформации, и определяет условие образования трещины (скола) в соседнем зерне. Напряжение σ_x должно достигнуть критической величины, равной величине теоретической прочности $\left(\frac{\gamma E}{a} \right)^{0,5}$. Если $\sigma_x = \left(\frac{\gamma E}{a} \right)^{0,5}$, то создаются условия для возникновения новой трещины в зерне 2 как прямого следствия уже имеющейся трещины и развития скольжения в зерне 1. При росте внешнего напряжения этот процесс может распространяться на ряд других зерен (зерно 3 и т. д.). В результате критерий разрушения при постоянной температуре определяется формулой [7]:

$$\sigma_x = q\sigma_0 + (\sigma - \sigma_0) \left(\frac{d}{2l} \right)^{0,5} = \left(\frac{\gamma E}{a} \right)^{0,5}. \tag{3}$$

Давление на поверхности стального образца при указанных выше параметрах обработки составляет $10^{10} \dots 10^{11}$ Па, что превосходит предел текучести стали ($3,55 \cdot 10^8$ Па для стали 45 при 20°C). В результате увеличение внешнего напряжения в соответствии с (2) на границе между зернами 1 и 2 приводит к возникновению концентрации растягивающих напряжений. Величина напряжений превосходит значение, определенное критерием (3), т. е. в процессе МИО происходит дробление зерен в результате их пластической деформации.

Как было отмечено выше, вблизи поверхности на глубине $30 \dots 50$ мкм наблюдается деформация зерен феррита, окруженного более твердыми включениями (цементит, перлит). Поскольку деформация связана с перемещением дислокаций внутри зерна, то в результате воздействия устанавливается следующая структура: в направлении, параллельном приложенной нагрузке, дислокации вытесняются на границу зерна, а в перпендикулярном направлении возникают дополнительные механические напряжения. Это препятствует дальнейшей миграции дислокаций и создает условия для образования мелкодисперсной структуры.

Непосредственное возникновение дополнительных границ наблюдается в результате перемещения и образования дислокаций. Перемещение происходит до участков, соответствующих локальным неоднородностям кристаллической решетки, таким как примеси внедрения и замещения, а также междоузельные атомы. Таким образом, наиболее вероятно образование дополнительных границ в областях скопления дефектов кристаллической решетки, а также разориентации отдельных блоков и кластеров. Указанные процессы приводят как к измельчению исходных зерен, так и увеличению области зерна, прилегающего к границе, являющейся стоком для дефектов.

При этом для высокоуглеродистых сталей деформация зерен приводит к разрушению пластинок цементита, образующихся на границах зерен, а в случае существования цементитной сетки — к ее разрушению. Данный процесс вызывает возникновение более однородной структуры, чем структура исходного материала, без существенного изменения твердости образца. Это повышает эксплуатационные свойства материала, в частности сопротивление усталости, уменьшает вероятность разрушения материала по границам зерен при нагрузках, приложенных по касательной к поверхности [1—3].

Повышение температуры в зоне обработки приводит к уменьшению предела текучести материала и увеличению коэффициента диффузии, т. е. способствует образованию мелкодисперсной структуры. Этот процесс в некоторой степени подавлен для жаропрочных сталей, при обработке которых рекомендуется увеличивать количество импульсов до $5 \dots 7$ и сокращать время между ними. Целесообразным является также предварительный нагрев поверхности образца, в частности с использованием токов СВЧ.

Рассмотрим роль диффузии углерода и легирующих элементов в процессе образования мелкозернистой структуры. В сплавах железа с углеродом последний находится в состоянии твердого раствора с железом и в виде химического соединения — цементита (Fe_3C). При этом атомы углерода в твердом растворе железа представляют собой примеси внедрения.

Тепловые колебания атомов углерода при низких температурах сводятся в основном к колебаниям с малой амплитудой, которые они совершают около положений равновесия.

Когда температура возрастает на ΔT , амплитуда колебаний Δx_k возрастает на величину, равную

$$\Delta x_k = \sqrt{\frac{2kT}{m_0 \omega_k}},$$

где k — постоянная Больцмана;

m_0 — масса атома;

ω_k — собственная частота колебания атома в кристаллической решетке моды k (частота фонона).

С повышением температуры кристалла количество атомов, обладающих энергией, достаточной для перехода из положения равновесия, увеличивается в соответствии с законом распределения:

$$dN(E) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} N \frac{\exp(-E/(kT))}{(kT)^{3/2}} E^{1/2} dE, \quad (4)$$

где dN — число атомов примесей, энергия которых находится в интервале от E до $E+dE$ при температуре T .

Закон распределения (4) справедлив для систем, находящихся в состоянии термодинамического равновесия. В случае МИО нагревание материала заготовки индукционными токами осуществляется неравномерно вследствие неоднородной структуры стали. Наибольшее тепловыделение происходит вблизи границ зерен феррита и в местах их контакта. При этом время протекания индукционного тока, определяемое периодом магнитного импульса, мало по сравнению со временем релаксации системы. Поэтому закон распределения (4) может быть применен только для локализованных подсистем, которые представляют собой отдельные области зерен. Для граничной области зерна температура выше, а для области, расположенной ближе к центру зерна, температура ниже, поэтому диффузия атомов углерода происходит интенсивнее именно вблизи границ зерен. Для повышения вероятности преодоления потенциального барьера атомами примеси и их перехода в новое положение равновесия целесообразно осуществить предварительный нагрев поверхности заготовки токами высокой частоты на глубину порядка 50 мкм до температур 200...400 °С.

Атомы примесей, обладающие достаточной кинетической энергией, могут покинуть равновесное положение и, преодолев потенциальный барьер, созданный окружающими его атомами железа, перейти в некоторое новое междоузельное положение или стать атомами замещения. Эти процессы наиболее интенсивны при температурах, близких к температуре кристаллизации. При наличии в решетке таких дефектов, как вакантные узлы, дислокации, дислокационные стенки, границы зерен, возрастает вероятность перехода атомов примесей из одного междоузельного положения в другое P_m . Вследствие статистического характера процесса их вероятность изменяется с температурой по экспоненциальному закону:

$$P_m \cong \exp[-E_m(r)/(kT)], \quad (5)$$

где E_m — высота потенциального барьера (энергия миграции вакансий).

При данной температуре вероятность E_m определяется величиной P_m , зависящей от прочности связи атомов в решетке. В случае отсутствия дефектов потенциальные барьеры симметрично расположены в пространстве и имеют одинаковую высоту.

Потенциал парного взаимодействия в данном случае является быстро убывающей функцией расстояния r_{ij} между частицами [16]:

$$\Phi(r_{ij}) = \frac{A}{r_{ij}^6} - B \exp\left(-\frac{r_{ij}}{r_0}\right), \quad (6)$$

где A и B — коэффициенты, определяющие потенциалы сил притяжения и отталкивания соответственно и зависящие от заряда частиц и их взаимного расположения в кристаллической решетке;

r_0 — характерная длина, равная по порядку величины периоду решетки (10^{-10} м).

Таким образом, ближний порядок в расположении атомов определяется потенциалом парного взаимодействия. Пусть в начальном состоянии количество точечных дефектов в необработанном образце незначительно и составляет порядка 10^8 м^{-3} . Тогда при учете рав-

номерности распределения дефектов по объему зерна будем считать, что примесные атомы как внедрения, так и замещения взаимодействуют только с окружающими их атомами железа и непосредственно оказывать влияния друг на друга не могут, так как потенциал парного взаимодействия, определяемый формулой (6), является короткодействующим. Тогда вследствие симметрии расположения атомов железа в узлах объемно-центрированной кристаллической решетки равнодействующая сил, действующих на атом примеси, будет равна нулю.

Если размеры атомов примесей меньше, чем размеры атомов железа, и структура электронных оболочек атомов примеси существенно отличается от структуры атомов железа, то примесь является примесью внедрения. Это характерно для атомов углерода и бора, а для атомов металлов, таких как вольфрам, цирконий, молибден, энергетически более выгодным является их присутствие в качестве примесей замещения.

Рассмотрим силу, действующую на атом примеси в магнитном поле. Направление действия силы вблизи дефекта определяется радиусом атома примеси. При этом для атомов примеси, имеющих радиус меньше, чем радиус атомов кристаллической решетки, энергетически выгодно занять положение вблизи границы, а для атомов, радиус которых больше радиуса атомов, образующих кристаллическую решетку, энергетически более выгодным является положение вдали от границы. Соответствующие силы являются короткодействующими и определяют миграцию примесей на расстояниях порядка 10 периодов решетки вблизи границы зерна. Определим проекцию силы на ось, выбранную перпендикулярно границе зерна:

$$F(x) = \Theta(r_a - r_b) F_0 \exp(-kx), \quad (7)$$

где $\Theta(r_a - r_b)$ — функция, определяющая знак проекции силы;

k — коэффициент, определяющий взаимодействие атомов примеси с внешним магнитным полем, (м^{-1}).

Сила определяется также заполнением электронных оболочек атома примеси. При этом, если полный магнитный момент атома равен нулю, то примесной атом диффундирует в область уменьшения магнитного поля. Это справедливо для атомов углерода и хрома. Для парамагнитных атомов направление диффузии — в сторону увеличения модуля напряженности магнитного поля.

Наиболее активно диффузионное перемещение примесных атомов (или собственных атомов решетки) происходит при наличии дефектов решетки: вакансий, междоузельных атомов и других более сложных дефектов (дислокаций, границ раздела, вакансионных и примесных кластеров). Это связано с тем, что высота потенциальных барьеров зависит от условий, возникающих вблизи дефекта [16].

Таким образом, имеется выделенное направление диффузии. Атомы углерода, являющиеся примесями внедрения, перераспределяются таким образом, что их концентрация в областях, подвергающихся значительной пластической деформации, увеличивается. Это связано с тем, что радиус атомов углерода значительно меньше, чем радиус атомов железа, поэтому они стремятся заполнить области вблизи вакансий, краев дислокаций и границ зерен, образовавшихся в результате пластической деформации.

Согласно формуле (1), с увеличением глубины уменьшается механическое напряжение и, соответственно, концентрация углерода в стали. Такое макроскопическое перераспределение атомов углерода определяется нестационарной диффузией, происходящей непосредственно в процессе импульсного воздействия.

При этом происходит также связанный с перераспределением углерода в объеме каждого зерна процесс, определяющий последствие и происходящий в течение 0,2...48 ч после импульсной обработки. Поскольку зерна феррита окружены зернами перлита и включениями цементита, то в процессе распада этих образований в результате теплового и ударного механического воздействия возникает значительный градиент концентраций углерода. В результате образуется диффузионный поток внутри каждого зерна и атомы углерода переме-

щаются из мест с большей концентрацией в места с меньшей концентрацией, т. е. от границ зерен к центру. С течением времени распределение примесей приводит к уменьшению градиента концентрации. Этот процесс способствует насыщению углеродом зерен феррита и превращению его в перлит при рекристаллизации, происходящей в результате воздействия повторных импульсов, либо в процессе нагрева токами СВЧ.

Поскольку основная система, представляющая собой кристаллическую решетку металла, может рассматриваться как равновесная и количество атомов примеси незначительно по отношению к количеству атомов металла, то справедливо применение уравнения Фоккера—Планка. Основанием для того, чтобы считать большую систему равновесной, является тот факт, что время, за которое происходит изменение температуры материала вследствие теплоотдачи, во много раз превышает время перехода атома примеси из одного равновесного положения в другое. Рассмотрим одномерный случай и ось Ox выберем в направлении, перпендикулярном границе зерна. Тогда уравнение Фоккера—Планка запишется в виде:

$$\frac{\partial \omega(x, t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial \omega(x, t)}{\partial x} \right) - \frac{\partial}{\partial x} \left(\left(A - \frac{\partial D}{\partial x} \right) \omega(x, t) \right), \tag{8}$$

где $\omega(x, t)$ — вероятность нахождения атома примеси в точке с координатой x в момент времени t ;

D — коэффициент диффузии;

$A = v + \frac{\partial B}{\partial x}$ — скорость смещения частиц под действием силы, выражаемой формулой (7), где $v = F(x)B$ — усиление смещения частиц; B — подвижность частиц, пропорциональная вероятности перехода атома примеси из одного междоузельного положения в другое. Зависимость подвижности от температуры определяется формулой (5).

Результат численного решения уравнения (8) для атомов углерода $\Theta(r_a - r_b) > 0$ в первом приближении при условии постоянства температуры и независимости коэффициентов D и B от пространственной координаты $\left(\frac{\partial D}{\partial x} = \frac{\partial B}{\partial x} = 0 \right)$ представлен на графике (рисунок 1).

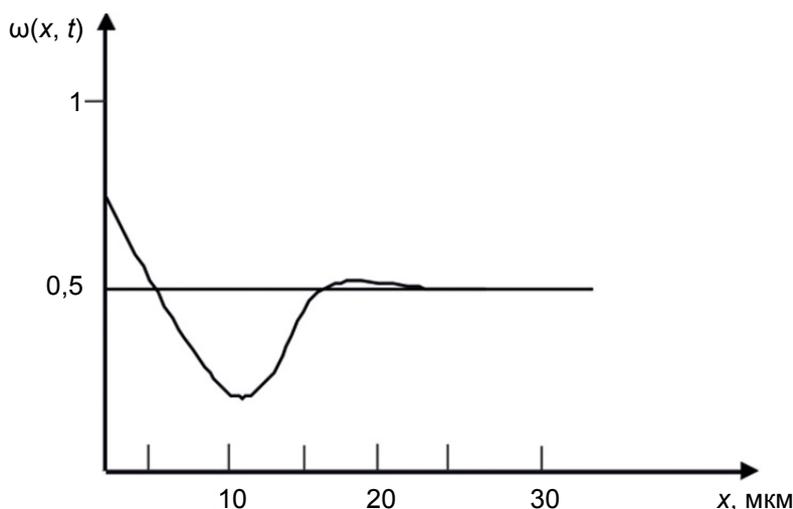


Рисунок 1. — Вероятность нахождения атома углерода $\omega(x, t)$ в точке с координатой x , отсчитываемой от поверхности внутрь обрабатываемого материала без учета процессов последействия

Таким образом, происходит миграция углерода по направлению к поверхности стального образца, подвергаемой МИО.

В процессе импульсной обработки при движении примесных атомов под действием сил в магнитном поле атомы углерода, бора и хрома стремятся покинуть объем зерна и направляются к его границе. При этом область в объеме зерна вблизи границы обеднена углеродом (см. рисунок 1), а на границе зерна феррита образуются пластинки цементита, что приводит к упрочнению поверхности образца как целого. Однако в данном случае образование карбидной сетки не способствует значительному повышению хрупкости. Причиной этого являются процессы рекристаллизации, происходящие вследствие выделения теплоты и приводящие к образованию рваных границ. Как было отмечено в работе [3], вследствие интенсивного тепловыделения на границах зерен, обладающих повышенным удельным сопротивлением, в результате рекристаллизации границы зерен имеют рваные края, что приводит к высокой адгезии между ними и карбидной фазой [4].

В зернах существуют также объемные дефекты, в частности, фрагменты, ориентация которых отличается от ориентации кристаллической решетки основной части зерна, что играет существенную роль при образовании мелкозернистой структуры в процессе импульсной обработки. Более мелкие элементы мозаичной структуры, такие как блоки, разориентация которых составляет менее 1° , в данном приближении не рассматриваются. Образование новых границ внутри зерна обусловлено процессами движения примесей при диффузии с последующей локализацией на границе фрагментов. В результате возникают области, где концентрация примесей достигает предельного значения, что и приводит к обособлению зерен друг от друга. Эти участки, соответствующие новым границам, не обогащены углеродом.

Проанализируем зависимость упрочняющих эффектов от энергии импульса. Энергии импульса менее 2 кДж недостаточно для генерации необходимого количества дефектов. Существенные эффекты начинают проявляться в стали 45 при энергии импульса 4 кДж, для стали 40Х — при энергии импульса 6 кДж, а для стали 8ХФ — 6...8 кДж. Энергии импульсов, превосходящие 8 кДж, приводят к образованию избыточного числа дефектов и могут вызвать разупрочнение образца. Однако при перераспределении легирующих элементов изменяется температура плавления зерен, что приводит к снижению эффективности последующих импульсов. Поэтому наиболее эффективным является количество импульсов, равное 3 [4]. Таким образом, диффузия примесей определяется концентрацией дефектов и величиной магнитного поля, а также длительностью импульса.

Существенную роль играют также процессы последействия, приводящие к установлению более равновесной структуры, а также связанные с повторным импульсным воздействием и нагревом заготовки до температур 200...400 °С [5].

Заключение. В результате анализа механизмов образования мелкозернистой структуры можно сделать следующие выводы.

Наиболее эффективна МИО сталей, легированных хромом и никелем. Такие легирующие элементы, как ванадий и вольфрам, препятствуют измельчению зерен в сталях.

При увеличении содержания углерода в стали до 0,7...0,9 % процесс МИО характеризуется повышением эффективности. При дальнейшем увеличении содержания углерода возможно образование микротрещин и частичное разрушение материала.

Наиболее эффективным режимом обработки низкоуглеродистых сталей является режим 2...3 импульса в диапазоне энергий 4...6 кДж. Дальнейшее повышение количества импульсов не приводит к существенным изменениям структуры. Увеличение энергии импульса способствует образованию кластеров с предельно допустимой концентрацией дефектов. При этом возможно также образование микротрещин в зоне обработки.

Для предотвращения образования микротрещин при МИО твердосплавных и жаропрочных материалов целесообразным является предварительный нагрев материала заготовки токами ВЧ до температур порядка 0,2...0,5 температуры фазового перехода.

Предварительный нагрев приводит также к интенсификации процессов диффузии и созданию условий для аустенитно-мартенситных превращений в процессе МИУ.

Список цитированных источников

1. *Малыгин, Б. В.* Магнитное упрочнение инструментов и деталей машин / Б. В. Малыгин. — М. : Машиностроение, 1998. — 130 с.
2. Импульсные методы обработки материалов / Акад. наук Белорус. ССР, Физ.-техн. ин-т. — Минск : Наука и техника, 1977. — 216 с.
3. Магнитострикционный механизм образования мелкодисперсной структуры в стальных изделиях при магнитно-импульсном воздействии / А. В. Алифанов [и др.] // Весті Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-мат. навук. — 2016. — № 4. — С. 31—36.
4. *Орлов, А. С.* Упрочнение сверл методом импульсной магнитной обработки / А. С. Орлов, В. А. Полетаев // Вестн. Иванов. гос. энергет. ун-та. — 2006. — Вып. 3. — С. 27—28.
5. *Орлов, А. С.* Повышение износостойкости сверл методом импульсной магнитной обработки // Вестн. Иванов. гос. энергет. ун-та. — 2007. — Вып. 3. — С. 54—55.
6. Магнитно-импульсная упрочняющая обработка металлорежущих сверл из быстрорежущей стали / А. М. Милюкова [и др.] // Вестн. Баранович. гос. ун-та. Сер. «Технические науки». — 2018. — Вып. 9. — С. 50—56.
7. О природе разрушения поверхности металла, упрочненного импульсной магнитной обработкой / В. А. Полетаев [и др.] // Современная электротехнология в машиностроении : материалы докл. междунар. науч.-техн. конф., Тула, 4—5 июня 2001 г. — Тула : ТулГУ, 2001 — С. 411—416.
8. Формирование поверхностного слоя при упрочняющей обработке / В. А. Полетаев [и др.] // Состояние и перспективы развития электротехнологии : материалы докл. междунар. науч.-техн. конф., Иваново, 4—6 июня 2001 г. — Иваново : ИГЭУ, 2001. — Т. 2 — С. 210.
9. *Малеронок, В. В.* Влияние магнитно-импульсной обработки на фазовые переходы в поверхностном слое режущего осевого инструмента из инструментальной стали / В. В. Малеронок, А. В. Кушнеров, А. В. Алифанов // Вестн. Баранович. гос. ун-та. Сер. «Технические науки». — 2022. — Вып. 1 (11). — С. 24—29.
10. *Воробьева, Г. А.* О структурных превращениях в металлах и сплавах под воздействием импульсной обработки / Г. А. Воробьева, А. Н. Иводитов, А. М. Сизов // Изв. Акад. наук СССР. Металлы. — 1991. — № 6. — С. 131—137.
11. *Овчаренко, А. Г.* Комбинированная магнитно-импульсная обработка режущего инструмента / А. Г. Овчаренко, А. Ю. Козлюк // Обработка металлов. — 2004. — № 2. — С. 8—17.
12. Моделирование процесса магнитно-импульсной обработки с предварительным нагревом осевого режущего инструмента / В. В. Малеронок [и др.] // Вестн. Баранович. гос. ун-та. Сер. «Технические науки». — 2022. — Вып. 2 (12). — С. 24—30.
13. *Орлов, А. С.* Исследование на износостойкость сверл, упрочненных импульсной магнитной обработкой // Прогрессивные технологии в современном машиностроении : сб. ст. III Междунар. науч.-техн. конф., Пенза, 14—16 июня 2007 г. — Пенза : Пенз. гос. технол. ун-т, 2007. — С. 35—37.
14. *Алифанов, А. В.* Механизм упрочнения легированных сталей в импульсном магнитном поле / А. В. Алифанов, Ж. А. Попова, Н. М. Ционенко // Литье и металлургия. — 2012. — № 4. — С. 28—35.
15. *Алифанов, А. В.* Технология упрочнения режущего инструмента импульсным магнитным полем / А. В. Алифанов, Н. В. Бурносков, И. Л. Чудакова // Деревообработка: технологии, оборудование, менеджмент XXI века : тр. VI Междунар. Евраз. симп., Екатеринбург, 17—20 мая 2011 г. ; под науч. ред. В. Г. Новоселова ; М-во образования и науки Рос. Федерации, Урал. гос. лесотехн. ун-т, Урал. лес. технопарк. — Екатеринбург, 2011. — С. 255—260.
16. *Боголюбов, Н. Н.* Проблемы динамической теории в статистической физике / Н. Н. Боголюбов. — М. : Гостехиздат, 1946. — 120 с.

Поступила в редакцию 05.04.2023.