

Описуються результати вивчення впливу термофрикційної обробки (ТФО) на структуру і властивості сталей з різним хімічним складом. Представлено дані про розподіл мікротвердості по перерізу зразків, фотографії мікроструктур після ТФО. Показані графіки температурних полів на ділянці поверхні, яка прилягає до кромки. Наведено дані про напружений стан і фазовий склад поверхні після ТФО

Ключові слова: термофрикційна обробка, тертя, зміцнюючий диск, «білий шар», наклеп, ϵ -карбід, наноструктура

Описываются результаты изучения влияния термофрикционной обработки (ТФО) на структуру и свойства сталей с различным химическим составом. Представлены данные о распределении микротвердости по сечению образцов, фотографии микроструктур после ТФО. Показаны графики температурных полей на участке поверхности, прилегающей к кромке. Приведены данные о напряженном состоянии и фазовом составе поверхности после ТФО

Ключевые слова: термофрикционная обработка, трение, упрочняющий диск, «белый слой», наклеп, ϵ -карбид, наноструктура

УДК 621.787: 620.178

DOI: 10.15587/1729-4061.2016.65458

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛО- ДЕФОРМАЦИОННОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ УПРОЧНЕНИИ СТАЛЕЙ ТЕРМОФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

О. А. Волков

Старший преподаватель

Кафедра материаловедения

Национальный технический университет
«Харьковский политехнический институт»
ул. Багалия, 21, г. Харьков, Украина, 61002

E-mail: volkovo78@mail.ru

1. Введение

Метод термофрикционной обработки (ТФО) на сегодняшний день является одним из наиболее эффективных средств повышения поверхностной твердости и износостойкости деталей из углеродистых, легированных, конструкционных, инструментальных сталей, чугунов, а также других материалов [1]. При этом появляется возможность экономить дорогие легированные стали, повышая ресурс и надежность механизмов и снижая энергозатраты производства. Упрочнение тонкого поверхностного слоя является прогрессивным направлением в технологии машиностроения. В этой связи возрастает актуальность изучения и объяснения возможности поверхностного упрочнения с помощью альтернативных методов обработки, таких как ТФО, и создания новых технологических подходов в вопросах управления структурами и свойствами обрабатываемых материалов.

2. Анализ литературных данных и постановка проблемы

Предыдущие исследования [2], показали, что при контакте инструмента и заготовки в процессе ТФО имеет место существенный разогрев поверхностного слоя заготовки. Вследствие этого происходят определенные фазовые и структурные превращения. Также подтверждено, что температура поверхности зависит

от интенсивности теплового потока в заготовку, который инициируется силами трения, возникающими между инструментом и заготовкой при ТФО.

Кроме того, созданы методики тепловых расчетов, как например, методика анализа температурных полей, возникающих при трении между вращающимся инструментом и заготовкой [3, 4]. Их можно эффективно применять для описания тепловых явлений, возникающих при упрочнении различных материалов методом термофрикционной обработки. Также известны публикации, где описаны различные методы упрочнения поверхности, в том числе с применением трения [5]. Также показано, что трение является мощным средством разогрева поверхности и может использоваться даже для сварки ферритной нержавеющей стали [6], медных листов [7] и других материалов. Показано что при этом происходит изменение механических свойств по сечению [8], что объясняется высокотемпературным разогревом вплоть до температуры плавления и последующим охлаждением с определенной скоростью. Кроме того, изменение механических свойств может быть вызвано и деформацией определенных структурных составляющих [9]. Отмечено, что для упрочнения поверхности применяются и другие альтернативные источники, например, плазменная обработка, позволяющая изменять структуру поверхностного слоя обрабатываемых изделий [10], однако этот метод является более затратным. Часто поверхностная обработка с применением трения и иных источников

энергии приводит к образованию в сталях и других сплавах так называемых поверхностных белых слоев [11]. Они характеризуются высоким комплексом механических характеристик и представляют большой интерес для науки. В то же время, вопросы, связанные с природой упрочнения поверхности и особенностями формирования упрочненных поверхностных слоев при ТФО, остаются до конца не изученными, что объясняет необходимость проведения дальнейших исследований.

3. Цель и задачи исследования

Целью проведенной работы было исследование теплодеформационного влияния термофрикционной обработки на структуры и свойства сталей с различным химическим составом.

Для достижения цели исследования были поставлены следующие задачи:

- установить температуры нагрева образцов из различных марок сталей при ТФО поверхности;
- установить связь между температурой нагрева поверхности образцов при ТФО, скоростью охлаждения, деформацией, структурообразованием и свойствами сталей, упрочненных ТФО;
- провести комплексное исследование действия этих факторов.

4. Материалы и методы исследования теплодеформационного влияния при поверхностном упрочнении сталей

4.1. Исследуемые материалы и оборудования, которые использовались в эксперименте

При проведении экспериментов использовалась традиционная схема ТФО [1]. Постоянные эксперимента: режим ТФО, где скорость подачи инструмента вдоль заготовки S и глубина обработки t являются оптимальными по результатам прошлых исследований [12]. Окружная скорость вращения инструмента – диска (V_d) составляет 35 м/с, материал образцов – стали марок 15X11МФ, 65Г, У8А, Х12М в исходном состоянии после закалки. Образцы имели вид пластин размером 50×25×2,5 мм. На поверхность образцов перед ТФО гальваническим методом наносился тонкий слой олова толщиной 2 мкм для визуальной фиксации изотермы на оловянном покрытии образца по изменению цвета данного покрытия, что является показателем прохождения теплового источника температурой 150 °С на определенную глубину данного образца. Термофрикционное упрочнение производилось на плоско-шлифовальном станке ЗГ71, инструмент – диск трения диаметром $D_k=200$ мм (рис. 1).

В процессе обработке пластины, в результате действия нормальной составляющей силы резания, упругая система станка деформируется. Поэтому фактическую глубину обработки t определяли измерением толщины образца до и после обработки. В рассматриваемом примере $t=0,7$ мм и, следовательно, длина дуги контакта L составляет:

$$L = \sqrt{D_k \cdot t} = \sqrt{200 \cdot 0,7} = 11,8 \text{ мм.} \quad (1)$$

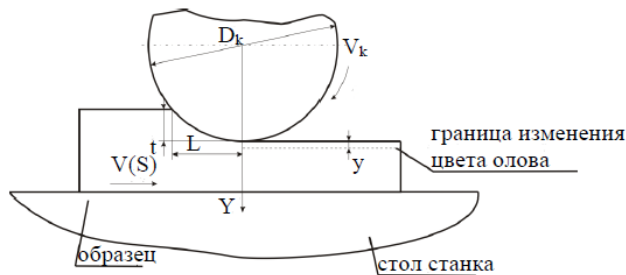


Рис. 1. Схема проведения ТФО

4.2. Методика анализа распределения температуры от поверхности вглубь образцов при ТФО

Для анализа распределения температуры от поверхности вглубь образцов из сталей с разной степенью легированности и разным содержанием углерода при ТФО решалась задача теплопроводности с использованием метода источников [13, 14]. Данное решение осуществлялось без учета теплоотдачи от поверхности $y=0$ в окружающую среду, т. е. без учета конвективного охлаждения поверхности $y=0$ воздухом. При этом для описания температурного поля в образце принимаем, что источник тепла плоский, полосовой, т. е. бесконечный вдоль оси z , и длиной равный длине дуги контакта L , движется по поверхности полупространства со скоростью V [15, 4]. Вместе с источником координат движется и прямоугольная система координат (рис. 2).

Входными параметрами для расчета тепловых явлений для каждой конкретной стали были: a – коэффициент температуропроводности, $\text{см}^2/\text{с}$; λ – коэффициент теплопроводности, $\text{кал}/\text{с}\cdot\text{см}\cdot\text{град}$; a_f – фактическое значение глубины резания, взятое с той стороны, где был сделан шлиф, см (при проведении испытаний фактическая глубина резания отличалась от заданной механизмом подачи в результате упругих деформаций станка); r – радиус диска, см ; L – длина контакта диска с поверхностью образца при ТФО образцов, см ; y – критерий теплового источника – значение изотермы в 150 °С, взятое с той стороны, где был сделан шлиф, см . (измерялось после обработки образца с использованием микроскопа и представляет собой расстояние до границы изменения цвета пленки олова от обработанной поверхности [15, 4]. Для приведенных условий обработки $y \approx 3$ мм.

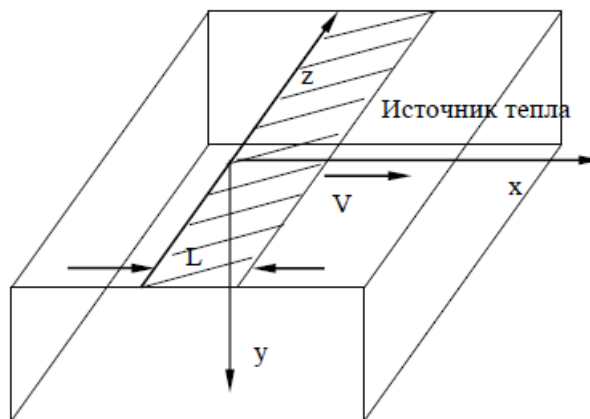


Рис. 2. Схема расположения источника тепла на поверхности образца и в момент ТФО

Суть метода источников заключается в использовании фундаментального решения уравнения теплопроводности для точечного источника, мгновенно вспыхнувшего и погасшего в бесконечном однородном пространстве и внесшего в него какое-то количества тепла Q [14]. Данное уравнение имеет следующий вид:

$$T(x, y, z, t) = \frac{Q}{\lambda\sqrt{a}(4\pi t)^{3/2}} \exp\left[-\frac{(x-x_u)^2 + (y-y_u)^2 + (z-z_u)^2}{4at}\right], \quad (2)$$

где $T(x, y, z, t)$ – температура любой точки тела с координатами x, y, z через t секунд после того, как в точке с координатами x_u, y_u, z_u имеет место тепловой импульс; Q – количество теплоты, внесенное точечным источником в бесконечное однородное пространство, кал; λ – коэффициент теплопроводности материала обрабатываемой стали, кал/(см·с·°C); a – коэффициент температуропроводности, см²/с.

Результатом решения данного уравнения в соответствии с формой источника является температурное поле от соответствующей формы мгновенного источника.

Чтобы учесть движение источника тепла, например, вдоль оси x , нужно слагаемое $(x-x_u)^2$ в экспоненциальной функции решения (2) заменить на $[x-x_u+V(\tau-t)]^2$. Отсутствие теплоотдачи от поверхности $y=0$ в окружающей среде, т. е. соблюдение граничного условия второго рода

$$\frac{\partial \tau}{\partial y} = 0, y = 0, \quad (3)$$

достигается удвоением плотности теплового потока q в источнике, который графически может быть представлен в виде изменения температуры на какой-либо глубине [13, 14], например, на глубине 0,035 см от поверхности (рис. 3).

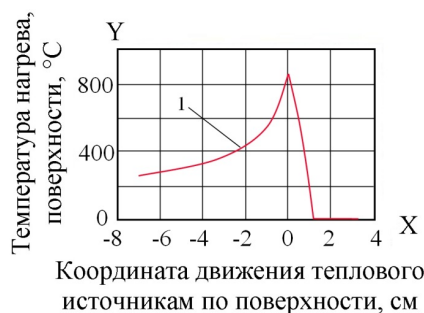


Рис. 3. График плотности (интенсивности) теплового потока на глубине 0,035 см от поверхности в образце из стали 15X11МФ при его ТФО: 1 – кривая изменения плотности теплового потока

Температурное поле представляется в виде изотерм в координатах $y=f(x)$, где x – ось декартовой системы координат, в противоположном направлении которой движется тепловой источник, т. е. координата движения теплового источника

по поверхности или расстояние от переднего фронта источника тепла (рис. 4).

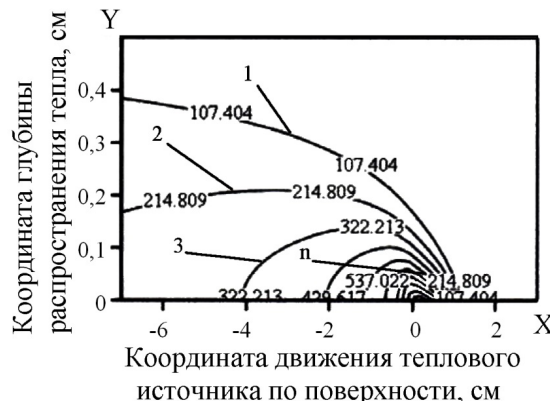


Рис. 4. График температурного поля в образце из стали 15X11МФ на глубине 0,035 мм от поверхности при его ТФО: 1, 2, 3...n – изотермы распространения тепла на разную глубину в образце

При этом координата x является параллельной к направлению подачи при ТФО (рис. 4), y – ось координат, показывающая глубину сечения образца, т. е. расстояние от поверхности контакта до противоположной нижней поверхности образца. По этой оси видно, на какую глубину и до какой температуры прогрелся образец при ТФО. Таким образом, температурное поле показано в граничной плоскости сечения пластины образца. Задача теплопроводности решалась в системе координат, которая движется вместе с тепловым источником, то есть с поверхностью контакта. Кроме того, с помощью полученных температурных полей была определена максимальная температура нагрева поверхности образцов на расстоянии y от поверхности и время, за которое были реализованы нагрев и охлаждение точки поверхностного слоя и, соответственно, его участки. При этом значение величины y может варьироваться от 0 до любой глубины в пределах температурного поля и с любым шагом измерения при наличии данных о температуре нагрева поверхности. С учетом того, что последняя изотерма на графике температурного поля согласно условиям данного эксперимента отвечает 107,404 °C, что ниже температуры любых превращений для сталей, можно достаточно четко определить возможность и границу того или иного превращения в сталях и глубину распространения этой или иной температуры в процессе ТФО. Для оценки и анализа термического цикла нагрева – охлаждения сталей при ТФО были рассчитаны и построены соответствующие графики нагрева – охлаждения, с использованием которых становится возможным расчет реальных скоростей охлаждения в поверхностном слое образцов при ТФО. В результате всех описанных действий получено следующее уравнение

$$T(x, y) = \int_0^{\tau} \int_0^{\tau} \frac{Q}{\lambda 2\pi(\tau-t)} \exp\left[-\frac{y^2 + [(x-x_u)^2 + V(\tau-t)^2 + (z-z_u)^2]}{4a(\tau-t)}\right] dt dx, \quad (4)$$

где $T(x, y, z, t)$ – температура любой точки тела с координатами x, y, z через t секунд после того, как в точке с координатами x_0, y_0, z_0 имеет место тепловой импульс; Q – количество теплоты, внесенное точечным источником в бесконечное однородное пространство, кал; λ – коэффициент теплопроводности материала обрабатываемой стали, кал/(см с °С); a – коэффициент температуропроводности, см²/с.

Результат решения уравнения (4) может быть представлен графически в виде кривой охлаждения образца после нагрева при ТФО на конкретной глубине от поверхности. Так, на рис. 5, в качестве примера, приведен график для расчета скорости охлаждения, который представляет собой часть графика термического цикла ТФО в виде ниспадающей ветви охлаждения образца из стали 15X11МФ после нагрева при ТФО по режиму $S=100$ мм/с, $t=0,7$ мм на глубине от поверхности 0,035 см.

С использованием полученной кривой охлаждения может быть рассчитана скорость охлаждения поверхности после нагрева при ТФО, либо скорость охлаждения на любой интересующей нас глубине образца в рамках температурного поля, возникающего при его ТФО (рис. 4).

Скорость охлаждения за отрезки времени, взятые последовательно, т. е. при малых значениях разности температур, рассчитывалась по формуле (5) с помощью дифференцирования температуры по времени:

$$V_{\text{охл}} = \frac{dT}{dt} \text{ или } \frac{\Delta T}{\Delta t}, \tag{5}$$

то есть

$$V_{\text{охл}} = \frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{T_{\text{max}} - T_{\text{min}}}{\tau_{\text{max}} - \tau_{\text{min}}} \text{ (град/сек)}. \tag{6}$$

Так, например, за время 1,1 с температура с 854 °С упала до 200 °С. Таким образом скорость охлаждения $(854-200)/1,1=594$ °С/с на глубине 0,035 см (рис. 5).

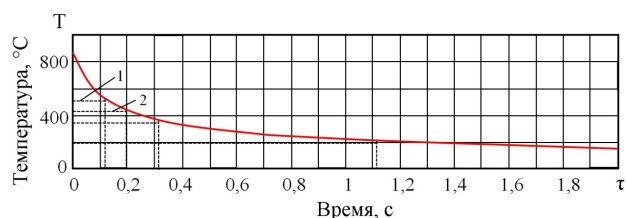


Рис. 5. График для расчета скорости охлаждения после нагрева при ТФО на глубине от поверхности 0,035 см образца из стали 15X11МФ:
1 – изменение температуры dT ;
2 – изменение времени dt

При решении уравнения (4) важно выбрать значение τ – верхний предел интегрирования по времени t . Оно должно быть таково, чтобы температурное поле приобрело установившееся значение вокруг движущегося источника тепла. Как показали модельные эксперименты [3], установившееся состояние при ТФО стали надежно достигается за время $\tau > 3L/V$. Для рассматриваемого примера $\tau > 3 \cdot 11,8/100 = 0,35$ с. Принимаем $\tau = 3$ с.

5. Результаты исследований теплодеформационного влияния при поверхностном упрочнении сталей с использованием ТФО

Рассчитанные таким образом температуры нагрева поверхности и скорости охлаждения металла в поверхностных слоях всех исследуемых образцов для условий ТФО, описанных выше, представлены в табл. 1. Здесь же приведены данные относительно степени и глубины упрочнения при ТФО исследуемых образцов.

Таблица 1

Температуры поверхности образцов, скорости охлаждения, возникающие при упрочнении ТФО и характеристики упрочнения для сталей 15X11МФ, 65Г, У8А, Х12М

Марка стали	Температура на поверхности образцов, °С	Реальная $V_{\text{охл}}$ металла образцов после ТФО, °С/с	Твердость упрочненного слоя, МПа	Глубина упрочнения, мкм
15X11МФ	1050	260	8500–8950	230–300
65Г	560	680	17800–18200	650
У8А	650	690	15320–16100	580
Х12М	670	720	9000–14800	270–400

Анализ полученных результатов, представленных в табл. 1, показал, что наиболее эффективное упрочнение при ТФО достигается в сталях 65Г и У8А. Упрочненные слои в этих сталях имеют максимальные показатели твердости (порядка 18000 МПа – сталь 65Г и 16000 МПа – сталь У8А) и глубины упрочненного слоя (до 0,7 мм). При этом уровень нагрева поверхностного слоя в процессе ТФО осуществлялся, преимущественно, до температуры ниже точки A_{c1} . Для стали 65Г она составляет примерно 560 °С а для стали У8А около 650 °С. Температура разогрева поверхности стали Х12М несколько выше – 670 °С. Поверхности стали 15X11МФ разогревается до температуры порядка 1050 °С, а эффективность упрочнения здесь минимальна. Кроме того, предыдущие исследования микротвердости по сечению образцов показали, что степень и глубина поверхностного упрочнения являются высокими, но не одинаковыми, что зависит от химического состава упрочняемых сталей [16].

Столь высокая степень упрочнения сталей У8А и, особенно, 65Г, где содержание углерода составляет 0,6–0,65 %, объясняется формированием структуры мартенсита с максимальной твердостью [17]. Если содержание углерода небольшое, то структура мартенсита не приобретает максимальную твердость (как в случае со сталью 15X11МФ), однако при содержании углерода более 0,6 % (что характерно для стали Х12М) твердость снижается, что связано с появлением структуры остаточного аустенита [18]. Таким образом, эффективность упрочнения в этих сталях распределяется так: сталь 65Г – 200 %, сталь У8А – 150 %, сталь Х12М – 100 %, сталь 15X11МФ – 80 %. Анализ результатов эффективности упрочнения сталей при ТФО позволяет сделать вывод, что минимально достаточным содержанием углерода для эффективного

упрочнения сталей при ТФО является содержание 0,2 % для углеродистых сталей и 0,15 % для легированных сталей, так как в сталях с низким содержанием углерода структура мартенсита формируется с дефицитом углерода (15X11МФ), что не обеспечивает высокую твердость [17].

Анализ микроструктуры послойно, с использованием данных, полученных ранее [19, 20], показал, что в поверхностном слое всех образцов в процессе ТФО происходит существенное изменение структуры. Так, полученная микроструктура упрочненного поверхностного слоя является мелкозернистой, где зерно имеет вытянутую форму и характеризуется равномерной морфологией по всей глубине данного слоя (рис. 6, а–г). Более подробное ее исследование с применением электронной микроскопии, по стандартной методике [21, 22], показало, что имеет место появление мелких включений относительно правильной округлой формы размером 0,05–0,5 мкм. Данные включения расположены в матрице, представленной зернами упрочненного слоя продолговатой формы, с размером порядка 1 мкм (рис. 6, в). Появление этих частиц объясняет частичное увеличение твердости. Данные размеры частиц и зерен позволяют называть полученный поверхностный упрочненный слой наноструктурным, что во многом объясняет уровень полученных в нем свойств, а именно сверхвысокую твердость и износостойкость.

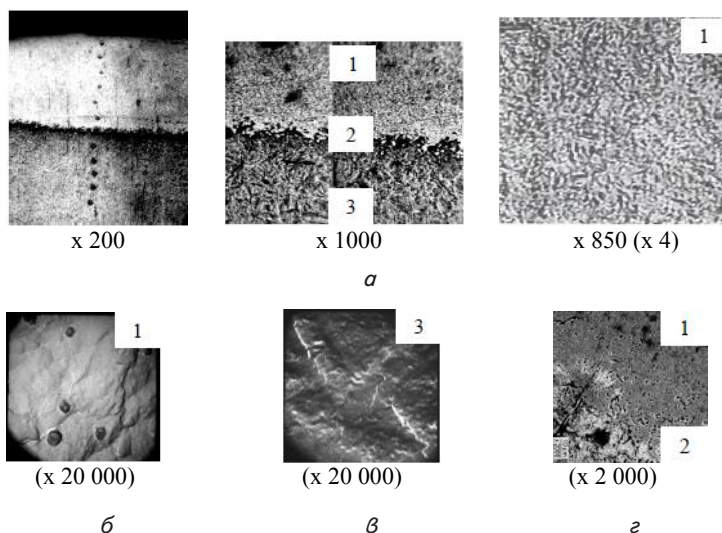


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения образца из стали 65Г после ТФО: 1 – упрочненный поверхностный слой; 2 – переходной слой (зона разупрочнения); 3 – слой основного металла;
 а – микроструктура упрочненного поверхностного слоя;
 б – фрагмент микроструктуры упрочненного поверхностного слоя;
 в – зерна и включения в упрочненном поверхностном слое;
 г – переход от слоя 1 к слою 2

Рентгеновские исследования, результаты которых получены ранее [23, 24], свидетельствуют о наличии в поверхностных упрочненных слоях сталей 15X11МФ, 65Г и У8А структуры мартенсита, которая доминирует наряду с имеющимися карбидами, включая ϵ -карбиды, которые видны в виде мелких частиц правильной формы (рис. 6, б). Кроме того, было выявлено [24], наличие сжимающих напряжений в поверхностном упрочненном слое образцов из стали 15X11МФ, которые оказы-

вают положительный эффект при эксплуатации. Эти факты подтверждают полезность деформационной составляющей при ТФО поверхности. Вероятно, сжимающие напряжения возникают и при ТФО других сталей, так как характер превращений в них при ТФО во многом идентичен.

6. Обсуждение результатов исследований теплодеформационного влияния при поверхностном упрочнении сталей с использованием ТФО

Таким образом, комплексный анализ полученных результатов позволяет утверждать, что ТФО сталей приводит к формированию нового типа структуры. Этот тип структуры выявлен в поверхностном слое стальных образцов, которые упрочнялись с помощью ТФО. Структура данного слоя является нестандартной и состоит из мелких, несколько вытянутых вдоль одной оси, скругленных зерен (рис. 6, а).

Такая микроструктура может позиционироваться как новый тип структуры, которая соответствует названию «деформированный зернистый мартенсит», что отражает ее основные характеристики. Образование подобной структуры объясняется экстремальным воздействием на материал при ТФО, когда одновременно происходит термическое и деформационное упрочнение. Очевидно, что кинетика данного процесса состоит в деформационном воздействии на структуру поверхностного слоя в момент его кратковременного нагрева при ТФО. Надо сказать, что наибольшая эффективность достигается, когда исходная структура, перед ТФО, мартенситная (т. е. после закалки). И хотя мартенситная структура не может в обычных условиях принимать наклеп [17, 18], именно кратковременный ее нагрев при ТФО создает такую возможность. Объясняется это тем, что структура мартенсита неравновесна и в условиях нагрева она будет стремиться к распаду, который мог бы быть реализован спустя определенное время, как любой диффузионный процесс. При ТФО и нагрев, и охлаждение, происходят настолько быстро, что диффузионные процессы в поверхности произойти не успевают. Таким образом, структура мартенсита отпуска, полученная при предыдущей термической обработке (закалка и низкотемпературный отпуск), не переходит в аустенитное состояние при нагреве выше A_{c1} и не распадается с образованием структуры сорбита отпуска, в силу высокой скорости прохождения процесса ТФО. В то же время, энергия деформации, которая сообщается поверхностному слою при деформационном воздействии вращающимся инструментом в процессе ТФО, импульсно воздействует на структуру мартенсита, что приводит к ее деформированию и фрагментированию. Причем, она распространяется только на ту глубину, которая в момент деформации была нагрета до уровня температуры выше 350 °С, то есть температур, при которых обычно начинается процесс распада структуры мартенсита

в условиях достаточного для этого времени [25]. Этим объясняется также стабильность структуры и свойств упрочненного слоя по всей глубине.

7. Выводы

1. Установлено, что температуры нагрева образцов из сталей марок 65Г, У8А, Х12М при ТФО поверхности на оптимальном режиме ниже точки A_{c1} , а сталь 15Х11МФ нагревается выше точки A_{c1} , что вызвано разницей в их теплопроводности.

2. Отмечено что, нагрев поверхности образцов при ТФО до температур ниже критических не приводит к появлению структуры аустенита, а короткое время протекания процесса не обеспечивает распад мартенситной структуры, но создает условия для ее деформирования. При нагреве же выше критических температур при ТФО структура аустенита, если последняя успевает сформироваться, мгновенно превращается в структуру мартенсита за счет быстрого охлаждения с

критической скоростью, одновременно с чем реализуется деформирование.

3. Проведено комплексное исследование действия этих факторов, в результате которого доказано, что упрочнение сталей при ТФО имеет преимущественно деформационную природу в условиях кратковременного нагрева в сочетании с элементами дисперсионного упрочнения (при выпадении в мартенситной матрице ϵ -карбидов). Причем наиболее предпочтительно проводить ТФО предварительно закаленных сталей, поскольку как стартовый, так и финишный уровень твердости их, будет выше по сравнению с предварительно отожженными сталями.

Благодарности

Автор выражает благодарность д. т. н, проф. Сизому Ю. А. за предоставление интеллектуальной помощи в вопросах анализа тепловых явлений, возникающих при ТФО поверхности материалов.

Литература

1. Сизый, Ю. А. Упрочнение поверхности из стали 15Х11МФ при помощи термофрикционной обработки [Текст] / Ю. А. Сизый, Н. А. Погребной, О. А. Волков // Вісник ХДТУ сільського господарства. – 2002. – Вип. 10.
2. Покінтелія, М. І. Робочі процеси термофрикційної обробки деталей дисковим інструментом та їх вплив на показники якості обробленої поверхні [Текст]: матер. міжн. наук.-техн. конф. / М. І. Покінтелія // Сучасні напрями та перспективи розвитку технологій обробки та обладнання у машинобудуванні «Механообробка. Севастополь – 2012. – Севастополь: СевНТУ, 2012. – С. 61.
3. Физико-математическая теория процессов обработки материалов и технологии машиностроения. В десяти томах. Т. 2 [Текст] / под ред. Ф. В. Новикова, А. В. Якимова. – Теплофизика резания материалов. – Одесса: ОНПУ, 2003. – 625 с.
4. Сизый, Ю. А. Теоретические основы управления структурой и параметрами технологической системы фрикционной разрезки [Текст]: дис. ... д-ра техн. наук / Ю. А. Сизый. – Харьковский гос. политехнический ун-т., 1996. – 352 с.
5. Гурей, И. В. Повышение работоспособности деталей машин импульсным фрикционным упрочнением [Текст]: матер. между. науч.-техн. конф. / И. В. Гурей // Инженерия поверхности и реновация изделий. – Феодосия, 2001. – С. 58–60.
6. Lakshminarayanan, A. K. Understanding the parameters controlling friction stir welding of AISI 409M ferritic stainless steel [Text] / A. K. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian // Metals and Materials International. – 2011. – Vol. 17, Issue 6. – P. 969–981. doi: 10.1007/s12540-011-6016-6
7. Galvao, I. Influence of tool shoulder geometry on properties of friction stir welds thin copper sheets [Text] / I. Galvao, R. M. Leal, A. Loureiro // Journal of Materials Processing Technology. – 2013. – Vol. 213, Issue 2. – P. 129–135. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2012.09.016
8. Rajamanickam, N. Effect of process parameters on thermal history and mechanical properties of friction stir welds [Text] / N. Rajamanickam, V. Balusamy, G. Magudeeswaran, K. Natarajan // Materials & Design. – 2009. – Vol. 30, Issue 7. – P. 2726–2731. doi: 10.1016/j.matdes.2008.09.035
9. Momeni, A. Hot deformation behavior of austenite in HSLA-100 microalloyed steel [Text] / A. Momeni, H. Arabi, A. Rezaei, H. Badri, S. M. Abbasi // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528, Issue 4-5. – P. 2158–2163. doi: 10.1016/j.msea.2010.11.062
10. Sidhom, H. Effect of electro discharge machining (EDM) on the AISI316L SS white layer microstructure and corrosion resistance [Text] / H. Sidhom, F. Ghanem, T. Amadou, G. Gonzalez, C. Braham // The international journal of advanced manufacturing technology. – 2013. – Vol. 65, Issue 1-4. – P. 141–153. doi: 10.1007/s00170-012-4156-6
11. Sipos, K. Surface martensite white layer produced by adhesive sliding wear friction in AISI 1065 steel [Text] / K. Sipos, M. Lopez, M. Trucco // Rev Latinoam Metal Mater. – 2008. – Vol. 28, Issue 1. – P. 46–50.
12. Волков, О. О. Оптимізація режимів зміцнення ТФО сталей з різним хімічним складом. Т. 1 [Текст]: тез. доп. / О. О. Волков, С. А. Князев, М. А. Погрібний // І Університетської наук.-практич. студентської конференції магістрантів Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут». – Харків: НТУ «ХПИ», 2007.
13. Резников, А. Н. Теплофизика резания [Текст] / А. Н. Резников. – М.: Машиностроение, 1969. – 288 с.

14. Сипайлов, В. А. Тепловые процессы при шлифовании и управление качеством поверхности [Текст] / В. А. Сипайлов. – М.: Машиностроение, 1978. – 167 с.
15. Сизый, Ю. А. Температурное поле на кромке поверхности упорочняемой трением [Текст] / Ю. А. Сизый, Н. А. Погребной, О. А. Волков // Вісник ХДТУ сільського господарства. – 2002. – Вип. 10.
16. Волков О. О. Дослідження ролі теплових явищ у формуванні структур та властивостей сталей різних марок при зміцненні методом ТФО [Текст] / О. О. Волков, М. А. Погрібний, Ю. А. Сизий, Г. Г. Кулик // Вісник національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут». – Харків : НТУ «ХПІ», 2010. – Вип. 40. – С. 17–24.
17. Арзамасов, Б. Н. Материаловедение [Текст]: учебник / Б. Н. Арзамасов, В. И. Макарова, Г. Г. Мухин и др. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 648 с.
18. Дяченко, С. С. Матеріалознавство [Текст]: підручник / С. С. Дяченко, І. В. Дощечкіна, А. О. Мовлян, Е. І. Плешаков. – Х. : Вид-во ХНАДУ, 2007. – 440 с.
19. Погрібний, М. А. Електронно-мікроскопічне дослідження «білого шару» після термофрикційної обробки [Текст]: міжнарод. науч.-техн. сб. / М. А. Погрібний, О. О. Волков, Ю. А. Сизий, Ю. Г. Гуцаленко // Резание и инструмент в технологических системах. – 2007. – Вип. 72. – С. 126–131.
20. Сизый, Ю. А. Исследование влияния многопроходной термофрикционной обработки на формирование белого слоя в стали 65Г [Текст]: межд. науч.-техн. сб. / Ю. А. Сизый, Н. А. Погребной, Ю. Г. Гуцаленко, О. О. Волков, Б. А. Савицкий, Г. Г. Кулик // Резание и инструмент в технологических системах. – 2006. – Вип. 71.
21. Горелик, С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ [Текст] / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.
22. Утевский, Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении [Текст] / Л. М. Утевский. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
23. Сизий, Ю. А. Дослідження фазового складу сталей 65Г та У8А після зміцнення шляхом термофрикційної обробки [Текст]: зб. наук. пр. / Ю. А. Сизий, М. А. Погрібний, Ю. Г. Гуцаленко, О. О. Волков, Г. Г. Кулик // Високі технології в машинобудуванні. – 2006. – Вип. 2(13).
24. Волков, О. А. Исследование влияния ТФО на напряженное состояние в стали 15Х11МФ [Текст]: зб. наук. пр. / О. А. Волков // Вісник НТУ «ХПІ». – 2005. – № 12. – С. 84–88.
25. Волков, О. О. Дослідження впливу ТФО на теплостійкість сталі 65Г [Текст]: тез. доп. / О. О. Волков, М. А. Погрібний, В. Л. Дмитрук; за ред. Л. Л. Товажнянського // Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я. XXII міжнародної науково-практичної конференції, Ч. II. – Харків, НТУ «ХПІ». – С. 9.