

УДК 621. 9. 048

**О.Й.Мажейка, проф., канд. техн. наук, С.І.Маркович, доц., канд. техн. наук,
О.Б.Чайковський, доц., канд. техн. наук**

Кіровоградський національний технічний університет

Напряженное состояние внутренних поверхностей корпусных деталей сельскохозяйственных машин при комбинированной лазерной обработке

В статье приведены данные по нанесению покрытий на ответственные поверхности деталей сельскохозяйственных машин, в частности внутренние поверхности. Приведены результаты рентгеноструктурных измерений внутренних напряжений, описаны процессы релаксации, возникающие в поверхностных слоях при комбинированной лазерной обработке.

аморфные сплавы, никелид титана, сельскохозяйственные машины, внутренние напряжения, твердость, локализация, комбинированная лазерная обработка, рентгеноструктурный анализ

Решение технологических вопросов повышения надежности ответственных деталей сельскохозяйственных машин, их рабочих поверхностей возможно с дальнейшим развитием методов модификации поверхности металлических материалов с использованием концентрированных потоков энергии, которые позволяют формировать поверхностные слои с новыми физическими свойствами, сохраняя при этом исходные свойства материала в его внутреннем объеме [1]. Кристаллические и аморфные фазовые состояния внутри этих слоев, как правило, являются метастабильными, поскольку формируются в сильнонеравновесных условиях высоких температур, давлений и сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения [2]. Поэтому синтезированные неравновесные состояния в приповерхностных областях материалов обеспечивают появление у последних новых нетипичных свойств, находящих важное применение в практических областях деятельности. Однако, данные о синтезированных структурно-фазовых состояниях, их взаимосвязи с изменением поверхностных свойств материалов крайне ограничены, а механизмы их формирования до сих пор слабо изучены.

Известно, что энергетические воздействия на поверхность материалов являются причиной возникновения значительных по величине полей внутренних напряжений, локализованных в приповерхностных объемах [2]. Кроме изменения механических свойств в зонах локализации этих полей напряжений (упрочнения, повышения хрупкости, твердости), имеются данные об их отрицательном влиянии на химические свойства материалов, например, понижение коррозионной стойкости.

Сплавы на основе никелида титана с эффектом памяти формы успешно завоевывают право своего использования как материалов для нефтеперерабатывающей промышленности, в авиации и космосе, в сельскохозяйственном машиностроении. Проведенные ранее исследования [1] продемонстрировали перспективность использования для этих целей комбинированной лазерной обработки. Было установлено, что в результате этих воздействий формируются неравновесные

структурно-фазовые состояния, локализованные в приповерхностных зонах воздействий, с градиентами структурных параметров. Изменения кристаллической структуры в таких слоях возможно исследовать лишь с использованием неразрушающих рентгеновских структурных методов.

В работе представлены результаты рентгеноструктурных исследований неравновесных структурных и упругонапряжённых состояний, сформировавшихся в приповерхностных слоях никелида титана в результате комбинированного процесса лазерного сверхскоростного и локального нагрева материалов с расплавлением порошкового материала и механического пластического деформирования (комбинированная лазерная обработка – КЛЮ), что позволяет в значительной мере решить проблемы характерные как для чисто лазерной обработки, так и для обработки ППД, т.е. формировать упрочненные слои со структурами, обладающими всеми достоинствами структур лазерной закалки и имеющими характеристики, благоприятные с точки зрения усталостной прочности и износостойкости, а также анализа характера распределения микродеформации решётки В2-фазы, вызванной такими воздействиями.

Образцы сплава TiNi находились в двухфазном состоянии из основной фазы со структурой В2 (ОЦК, упорядоченная по типу CsCl, температура начала прямого мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19'$ $M_s \approx 283$ К; параметр решётки $a_{0B2} \approx 0.30125 \pm 0.00005$ нм, соответствующей составу $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$) и небольшого количества (< 5% об.) интерметаллической фазы Ti_2Ni .

Исследования структурно-фазовых состояний, сформированных в результате комбинированных воздействий в приповерхностных областях образцов TiNi, проводили после комбинированной лазерной обработки (КЛЮ) методами рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 с использованием симметричной и асимметричной (с изменением угла скольжения α) схем отражения с длинами волн рентгеновского излучения Co- K_α , Cu- K_α . Выбором угла α в асимметричных рентгеновских съёмках обеспечивали одинаковую эффективную толщину отражающего слоя h при всех углах брегговских отражений по методике, описанной в [2].

Величину микродеформации ε_Ψ^I решётки фазы В2 в приповерхностных областях (обусловленную напряжениями первого рода, вдоль направления, определяемого углом Ψ) определяли по изменению параметра решётки этой фазы в облученных образцах.

$$\varepsilon_\Psi^I = \frac{a_\Psi - a_0}{a_0},$$

где a - параметр решетки фазы В2 в исходном образце; a_Ψ - параметр решетки фазы В2 в обработанном образце.

При использовании асимметричной схемы отражения угол α уменьшали до $\alpha = 0,1^\circ$ (без вращения образца), меньшего, чем углы полного отражения рентгеновских лучей выбранных длин волн, теоретически рассчитанные для никелида титана (для обоих видов излучения $0,3^\circ < \alpha_{TiNi} < 0,4^\circ$). Однако, даже при таком малом угле скольжения удавалось наблюдать чёткую дифракционную картину с наличием четырёх – пяти дифракционных В2-рефлексов с полуширинами около 1° , подобных приведённым на рис. 1. Очевидно, что наблюдение дифракционной картины под углами, меньшими расчётного угла предельного отражения для данного материала, обусловлено наличием ненулевой шероховатости поверхности экспериментальных образцов. Для уменьшения инструментального уширения рентгеновских профилей использовали узкие (0,05 мм)

выходные щели, а также уменьшали площадь поверхности образца, освещаемой рентгеновским пучком.

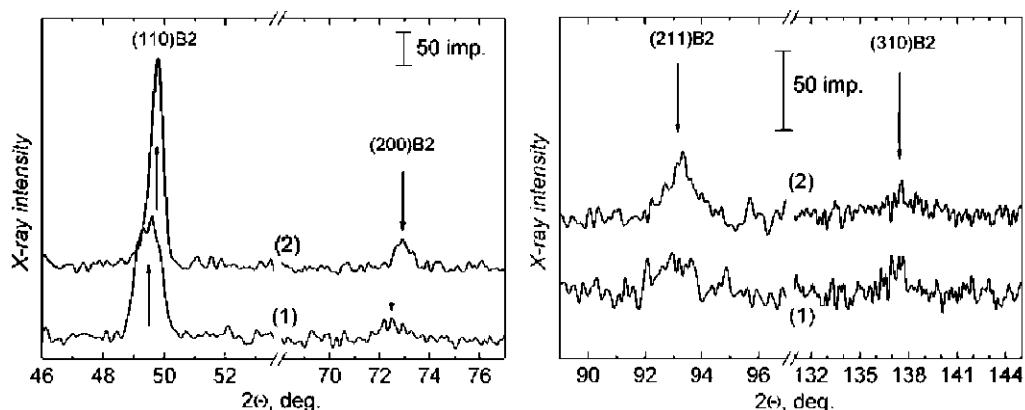


Рисунок 1 – Фрагменты дифрактограмм сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ с поверхностным слоем, модифицированным комбинированной лазерной обработкой, полученные при использовании асимметричных схем отражения с разными углами скольжения $\alpha = 0,15^\circ$ (1), $\alpha = 2^\circ$ (2); излучение Co- K_α

Все это позволило оценить величины микродеформаций в поверхностном слое толщиной до 50 нм.

В работе [1] было установлено, что на обработанной стороне всегда образуется поверхностный слой, который отличается своими структурными параметрами от структуры образцов TiNi до обработки. Этот слой характеризуется однофазным структурным состоянием со структурой B2, имеющей меньший параметр решётки, чем в её состоянии до облучения, и острой текстурой, что проявилось в появлении на дифрактограммах интенсивных сверхструктурного $(100)_{B2}$ и структурного $(200)_{B2}$ рефлексов, полностью исчезающих при изменении угловой ориентации образца относительно первичного рентгеновского пучка. Было показано, что этот слой имеет столбчатую структуру, составленную из монокристаллов с размерами областей когерентного рассеяния в направлении нормали к поверхности образца более 150 нм, значительно превосходящими линейные размеры основания отдельного кристаллита. Оценка упругонапряжённого состояния синтезированной B2 столбчатой структуры показала наличие в ней значительной микродеформации решётки $\varepsilon^I \approx \pm 1\%$, обусловленной напряжениями первого рода, и сравнительно меньшей микродеформации решётки $\varepsilon^{II} \approx 0,25\%$, обусловленной напряжениями второго рода. Напряжения первого рода, вероятно, возникают при изменении внешних условий, сопровождающих лазерное воздействие (распространение температурного фронта, упругой волны, скорость охлаждения, длительность и количество импульсов и др.) и уравниваются во всём объёме образца. Напряжения второго рода обусловлены микроискажениями в структуре, сформировавшейся после облучения.

Очевидно, упругонапряжённый наружный слой является концентратором напряжений для нижележащих (промежуточных между наружным слоем с синтезированной структурой и внутренним объёмом материала, оставшемся без изменения) слоев никелида титана и должен оказывать влияние на структурные состояния фазы B2 в этих слоях. Действительно, анализ картин рентгеновской дифракции от образцов, подвергнутых воздействию КЛЮ, показал, что в слоях, лежащих под наружным перекристаллизованным слоем, параметр решётки фазы B2 закономерно изменяется в зависимости как от толщины анализируемого слоя, так и от взаимной ориентации первичного пучка и плоскости поверхности образца, т.е. от направления измерений.

При построении зависимостей параметра α_{B2} от функции $\sin^2 \Psi$, которые получают при использовании метода асимметричных съёмов, в [16] было показано, что после облучения в образцах TiNi наблюдается линейное возрастание α_{B2} с ростом $\sin^2 \Psi$. Углы наклона прямых $\alpha_{B2}(\sin^2 \Psi)$ зависят от толщины эффективно отражающего слоя, однако всегда положительны, так что $\alpha_{B2}(\Psi = 0) < (\alpha_{B2})_0 < \alpha_{B2}(\Psi = 90^\circ)$. Показано, что причиной такого поведения α_{B2} являются поля упругих напряжений, локализованные в приповерхностных слоях материала, находившихся в зоне воздействия КЛЮ. По наклону прямых $\alpha_{B2}(\sin^2 \Psi)$ определена ориентационная зависимость и тип (сжатие/растяжение) упругонапряжённого состояния, которое формируется в исследуемой фазе. Показано, что после комбинированной лазерной обработки в приповерхностном слое толщиной до 15 мкм, вдоль нормали к плоскости поверхности индуцированы напряжения сжатия, а в касательных направлениях к ней – напряжения растяжения. Одновременно с этим величины α_{B2} , измеренные под углом $\Psi = 45^\circ$, близки к своим значениям в исходном образце, т.е. среднее значение параметра решётки фазы B2 в упруго-напряжённом слое осталось прежним, а следовательно, и концентрационное соотношение между Ti и Ni внутри этого слоя не изменилось.

Оценка величины микродеформации ε_Ψ решётки фазы B2 (микронапряжений первого рода), проведённая ранее, сразу после комбинированной лазерной обработки образцов, показала, что во внешнем слое толщиной до 1 - 3 мкм она принимает наибольшие значения и уменьшается с увеличением толщины отражающего слоя. Небольшое расхождение в диапазоне толщин 1 - 4 мкм значений $\varepsilon_{\Psi=0}$, полученных через отмеченный временной интервал, по-видимому, обусловлено вкладом релаксирующего слоя в дифракционную картину.

Как отмечалось, сплав, из которого были приготовлены образцы, испытывает мартенситное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$, температуры которого лежат вблизи комнатной температуры (T_K). Это означает, что, во-первых, при возникновении внутренних полей упругих напряжений в образцах может появиться мартенситная фаза B19' в результате деформационного превращения $B2 \rightarrow B19'$, и, во-вторых, фазу B19' можно наблюдать на рентгенограммах, снятых не в температурных камерах, а при T_K .

Действительно, на дифрактограммах, полученных методом асимметричных съёмов, в диапазоне углов $38^\circ < 2\Theta < 44^\circ$ (для излучения Cu-K $_{\alpha}$) наблюдаются достаточно чёткие рефлексы от мартенситной фазы B19' [2], интенсивность которых изменяется в зависимости от угла скольжения α . Поскольку отмеченному угловому диапазону съёмов соответствует толщина отражающего слоя 6 – 7 мкм (для излучений Co-K $_{\alpha}$ и Cu-K $_{\alpha}$ соответственно), это означает, что мартенситная фаза B19' индуцируется в слое, лежащем ниже наружного (со столбчатой структурой). Зависимость от толщины отражающего слоя отношения суммарной интенсивности выявленных рефлексов B19' к интенсивности рефлекса (110) $_{B2}$, характеризующего соотношение объёмных долей мартенситной и высокотемпературной фаз $v_{B19'} / v_{B2}$ внутри всего слоя, участвующего в отражении рентгеновских лучей. Из этой зависимости следует, что объёмная доля мартенситной фазы, которая вблизи поверхности минимальна, изменяется в приповерхностном объёме по кривой с максимумом, приходящимся на глубину от облучённой поверхности 4 – 6 мкм с тенденцией уменьшения в более глубоких слоях.

Из сопоставления зависимостей следует, что наблюдается корреляция в изменении микродеформации решётки ε_Ψ (обусловленной напряжениями первого

рода) в фазе В2 и количества мартенситной фазы В19' при увеличении толщины анализируемого слоя. Так, на глубине 3 – 6 мкм от поверхности обе компоненты ε_ψ существенно снижаются по абсолютной величине, в то время как отношение $I_{B19'}/I_{(110)B2} \sim v_{B19'}/v_{B2}$ максимально, т.е. ведёт себя подобно модулю производной функции: $v_{B19'}/v_{B2} \sim \varepsilon'_\psi(h)$. Иными словами, деформация решётки фазы В2 существенно снижается тогда, когда в слое происходит частичное деформационное мартенситное превращение В2→В19', которое, очевидно, является причиной частичного снятия внутренних напряжений в основной фазе В2 внутри модифицированного слоя. Толщина слоя, в котором наблюдаются релаксационные процессы с механизмами релаксации, обусловленными мартенситными превращениями В2→В19', по рентгеновским данным составляет 10-15 мкм. Следует отметить, что несмотря на существенное снижение интенсивности всех дифракционных рефлексов при переходе к скользящим съёмкам, на соответствующих дифракционных картинах от образцов TiNi после электронно-пучковых воздействий рефлексов В19' не наблюдалось. Это означает, что в наружном слое со столбчатой структурой В2 деформационное мартенситное превращение В2→В19' не протекает.

Таким образом, установлено, что после обработки образцов TiNi комбинированной лазерной обработкой на облучённой стороне образуется перекристаллизованный поверхностный слой с острой текстурой, который находится в упругонапряжённом состоянии и характеризуется микродеформацией решётки фазы В2, обусловленной напряжениями первого и второго рода ($\varepsilon' \approx \pm 1\%$, $\varepsilon'' = 0,25\%$). Значительная по величине компонента микродеформации ε' показывает, что синтезированный слой со столбчатой структурой является концентратором внутренних напряжений для нижележащих слоев материала.

Обнаружено, что в упругонапряжённом (промежуточном) слое, расположенном под наружным перекристаллизованным слоем, развивается процесс релаксации внутренних напряжений, индуцированных облучением. Установлено, что основным механизмом такой релаксации является частичное деформационное мартенситное превращение В2→В19'. Наличие мартенситной фазы В19' внутри промежуточного слоя приводит к уменьшению величины микродеформации решётки в соседствующей с ней фазе В2, тем большему, чем больше объёмная доля мартенситной фазы в слое. Толщина слоя, в котором развиваются релаксационные процессы по механизму деформационного мартенситного превращения В2→В19', составляет 10-15 мкм.

Список литературы

1. A.I. Mazheika. Application of combined laser treatment for hardening of critical parts: abstracts of papers and program of the fourth international conference [Laser technologies in welding and materials processing], (26-29 may, 2009), Kiev: E.O.Paton Electric Welding Institute of NAS Ukraine, 2009. – P. 24-25.
2. Мажейка А.И., Семенов А.П., Ковш И.Б. и др. Методы и средства упрочнения поверхностей деталей концентрированными потоками энергии // Монография. – М.: Наука, 1992. – 407 с.

О.Мажейка, С.Маркович, О.Чайковський

Напружений стан внутрішніх поверхней корпусних деталей при комбінованій лазерній обробці

У статті наведено дані з нанесення покриттів на відповідальні поверхні деталей, зокрема внутрішні поверхні. Наведено результати рентгеноструктурних вимірювань внутрішніх напружень, описані процеси релаксації виникають у поверхневих шарах при комбінованій лазерній обробці

O. Mazeikiu, S. Markovich, A. Tchaikovsky

Stress state of internal surfaces of cabinet parts of the combined laser treatment

The article presents data from the coating of the surface charge details, including internal surfaces. The results of X-ray measurements of internal stresses described relaxation processes occur in the surface layers of the combined laser treatment

Одержано 14.10.11

УДК 621.793.620.172

В.М. Корж, проф., д-р техн. наук

Національний технічний університет України „КПІ”

В.М. Лопата, доц., канд. техн. наук

Київський національний університет технологій та дизайну

Є.К. Солових, проф., канд. техн. наук, А.Є. Солових, доц., канд. техн. наук

Кіровоградський національний технічний університет

Особенности зміцнення деталей сільськогосподарської техніки газополуменевим напиленням матеріалів з низькою теплопровідністю

Робота присвячена розробці технологічних основ технології газополуменевого напилення порошкових матеріалів з низькою теплопровідністю для підвищення корозійної стійкості, зносостійкості і ресурсу деталей сільськогосподарської техніки і переробляючого виробництва. Одним з ефективних способів захисту від зносу і корозії є нанесення металокерамічних покриттів і композицій на їх основі. Встановлено, що частинки металокераміки не можуть бути розм'якшені в полум'ї відомих установок для газополуменевого напилення через малу довжину високотемпературної зони факела. Для збільшення довжини факела, запропоновано утворювати вторинний факел на певній відстані від сопла пальника.
ріжучі елементи, абразивне зношування, корозійно-механічне руйнування, робочі органи, знос, зміцнення

Стан проблеми. У дослідженнях, присвячених зміцненню деталей сільськогосподарської техніки газотермічним напиленням порошків оксидів, карбідів і інших матеріалів з низькою теплопровідністю відзначається, що традиційним методом ГПН не вдається одержати якісні покриття із цих матеріалів [1-7]. Обумовлено це, насамперед коротким проміжком часу, протягом якого частинки матеріалу з низькою теплопровідністю не встигають прогрітися по всьому об'єму до температури плавлення. Таким чином, питання розробки процесу ГПН матеріалів з низькою теплопровідністю і температурами плавлення в діапазоні 800-1500⁰С для зміцнення, насамперед підвищення зносостійкості та корозійної стійкості деталей сільськогосподарської і переробної промисловості є актуальним.

Мета і задачі дослідження. Розробка процесу ГПН матеріалів з низькою теплопровідністю і температурами плавлення в діапазоні 800-1500⁰С для підвищення зносостійкості та корозійної стійкості деталей сільськогосподарської і переробної промисловості.