

УДК 669.056.017

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЛАЗЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ УПРОЧНЕНИЯ В СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОМ МАШИНОСТРОЕНИИ

В.С. Голубев, А.И. Михлюк, И.А. Романчук, Л.И. Процкевич

Физико-технический институт НАН Беларуси

г. Минск, Беларусь

Изучены возможности использования технологий лазерного модифицирования и наплавки с целью упрочнения рабочих кромок и поверхностей ряда сменных деталей рабочих органов с/х машин. Это, прежде всего, измельчающие ножи различных кормоуборочных комбайнов, подрезающие ножи свеклоуборочных машин, косилочные ножи и др. Предварительно на образцы указанных деталей наносили порошок износостойкого состава, содержащего карбиды вольфрама, хрома, бориды и другие тугоплавкие соединения. Поверхностную обработку проводили с использованием CO₂ – лазера непрерывного действия «КОМЕТА-2».

Введение

Ведущие фирмы-производители сельскохозяйственных машин выпускают сменные детали (долото, лемех, отвал, полевая доска, ножи измельчающего аппарата кормоуборочных машин, ножи косилок, диски борон, сегментных ножей кукурузных жаток, копачей и подрезающих ножей ботвы свеклоуборочных комбайнов, оборотных лап культиваторов, зубья культиваторов с активными рабочими органами, стрельчатые лапы, лапы глубокорыхлителей и др.) нового поколения. Они характеризуются высокими физико-механическими свойствами и показателями работоспособности. Конкурентоспособность изделий обеспечивается наукоемкими технологиями и соответствующим стальным прокатом. Анализ конструкционных материалов, используемых в последние годы (10–15 лет) предприятиями Республики Беларусь и другими государствами СНГ, свидетельствует о применении недорогих марок сталей, а также традиционных методов термообработки (закалки и отпуска). Твердость изделий составляет 35,5...48 HRC, прочность не превышает 900...1200 МПа, ударная вязкость находится в пределах 0,2...0,6 МДж/м². Отечественные производители до сих пор в качестве материала основы применяют стали марок 35; 45; 40Х; Л53; 65Г; 55С2; 60С2 и др., которые вследствие низкого уровня твердости и прочно-

сти не удовлетворяют требованиям изделий нового поколения. Вследствие этого такие изделия не могут полноценно конкурировать с изделиями ведущих зарубежных фирм [1,2].

За рубежом детали рабочих органов преимущественно получают из более прочных борсодержащих (с добавками молибдена, титана) мало- и среднеуглеродистых сталей. Аналогами их в СНГ являются стали 30ГР, 40ГР, 30Г2Р и др. Применение таких сталей и специальных способов термической обработки позволило достичь повышенных эксплуатационных свойств. Детали упрочнялись до твердости 48...52 HRC, прочность превышала 1200 МПа. Наряду с этим отдельные западноевропейские фирмы разработали и реализовали наукоемкие технологии «Conit» (Kverneland, Норвегия), «Triplex» и «Dreilagenmaterial» (Huard, Франция), «Rabid» (Rabewerk, Германия), «Plasmabid» (Rabe, Германия), а так же лазерные и плазменные способы упрочнения деталей в сочетании со специальными процессами термической обработки, новые материалы, например, Permanit© (Vogel und Noot, Австрия). Изделия, полученные с применением технологий «Conit» и «Triplex», обладают высокой конкурентоспособностью и наиболее соответствуют ударно-абразивным условиям эксплуатации. Отличительной особенностью этих изделий является трехслойное строение поперечного

сечения, так называемое диссипативное (градиентное) структурное строение. Поверхностные слои изделий имеют высокую прочность (1200...1800 МПа) и твердость (до 67 HRC). Сравнительно пластичная сердцевина при этом обеспечивает повышенную ударную вязкость изделий. Названные технологии являются интеллектуальной собственностью разработчиков. Представленные примеры решения проблем в этой области свидетельствуют о необходимости перехода на использование современных научно-технических достижений на всех этапах изготовления такого рода деталей: получение заготовок и их упрочнение. При этом необходимо широко применять ресурс- и энергосберегающие технологии: такие как поперечно-клиноватая прокатка, объемное и высокочастотное термическое модифицирование, плазменное и лазерное модифицирование, диффузионное намораживание и др. методы.

Таким образом, современным предприятиям в условиях все возрастающей конкуренции и требований к качеству выпускаемой продукции необходима разработка новых материалов и технологий для комплексного решения проблем повышения надежности и срока службы машин и механизмов, придания металлическим изделиям специальных свойств, таких как повышение прочности, износостойкости, коррозионной и термостойкости, надежности и т.п. В этих целях зачастую целесообразно использовать технологии лазерной поверхностной обработки [3–5]. В настоящее время лазерные технологии прочно заняли свои позиции в промышленности ведущих стран мира. Применение технологических лазеров обусловлено возможностями сфокусированного лазерного излучения: бесконтактность и локальность воздействия, минимальная зона термического влияния, высокие скорости нагрева и охлаждения, снижение уровня остаточных напряжений, сведение к минимуму коробления, повышение дисперсности структуры и т.д.

Методика эксперимента

В данной работе изучалась возможность упрочнения с использованием лазерных технологий (закалка, легирование, модифицирование, наплавка) наиболее распространенных и широко используемых марок сталей типа 30ХГСА, 60ПП, 40Х, 9ХФ, 42CrMo4, RAEX 24, высокопрочного чугуна ВЧ 50 и др. Образцы сталей были закалены и отпущены по рекомендованным режимам с использованием печного нагрева. В их исходной структуре присутствовал отпущенный мартен-

сит с некоторым количеством остаточного аустенита, твердость составляла 45–60 HRC. При лазерном модифицировании и наплавке предварительно на образцы указанных сталей шликерным методом наносили порошок износостойкого состава, содержащего карбиды вольфрама, хрома, бориды и другие тугоплавкие соединения. Поверхностную обработку проводили с использованием CO_2 – лазера непрерывного действия «КОМЕТА-2». Режимы лазерной обработки для сталей подбирались в зависимости от плотности мощности лазерного излучения установки, линейных скоростей перемещения лазерного луча, расстояния между лазерными дорожками и диаметра лазерного пятна, рода окружающей газовой атмосферы. Микроструктурный анализ проводили в поперечных сечениях перпендикулярно поверхности травленых шлифов на оптическом микроскопе Neophot-2, дюриметрический — на микротвердомере ПМТ-3. Проведено изучение геометрических размеров, качества и структуры поверхностных слоев, создаваемых в результате лазерного воздействия.

Результаты исследований и обсуждение

После лазерной обработки с оплавлением поверхности образцов из чугуна типа ВЧ 50 в микроструктуре наблюдаются три основные зоны, а именно: зона оплавления, зона термического влияния и зона основного металла. Между ними существуют переходные слои, в которых присутствуют структурные составляющие смежных зон, постепенно переходящих друг в друга с соответствующими количественными изменениями фаз. При лазерной обработке на поверхности получали оплавленные слои чугуна исходного состава, кристаллизация которых при быстром охлаждении проходила с образованием структур, состоящих из первичного аустенита в виде дендритов и ледебурита без видимых включений графитной фазы. Исходная микроструктура чугуна в литом состоянии представляла собой феррито-перлитную матрицу с округлыми включениями графита. При этом феррит располагался вокруг включений графита в виде своеобразной оторочки. Такое расположение составляющих (графит, сразу за ним — феррит и только затем перлит) является обычным для модифицированных чугунов, что связано с ускоренной кристаллизацией отливки в результате значительного переохлаждения при модифицировании. Дюриметрические исследования показали следующие результаты: микротвердость феррита составляет ~950–1000 МПа, микротвердость перлита, соответственно ~3400–3600 МПа

(~36–38 HRC). При этом микротвердость структурных составляющих в оплавленном слое уменьшалась по глубине и существенно зависела от плотности мощности лазерного луча при обработке. Вследствие больших скоростей охлаждения наблюдалось увеличение дисперсности структурных составляющих и степени искаженности кристаллической решетки твердого раствора, что, в свою очередь, приводило к возрастанию микротвердости слоя до 10500–11000 МПа. Границы оплавления при этом обычно неровные. В их структуре наблюдался мартенсит, графит и ледебурит в виде скругленных образований, внедренных в основу, иногда с включениями графита внутри. Процесс такого образования выступающих скругленных объемов при режимах обработки с плавлением поверхности связан с процессами диффузии: растворением включений графита, насыщением ближайших участков углеродом и снижением около них температуры плавления твердого раствора.

Тепловой поток от расплавленного слоя, распространяющийся внутрь перпендикулярно поверхности плавления, приводит к постепенному нагреву нижележащих участков металла и обуславливает формирование структуры зон термического влияния, твердость, глубину и другие их характеристики. Максимальный нагрев имеют участки, непосредственно контактирующие с металлом расплава. В нижерасположенных участках температура понижается по мере удаления от расплавленной поверхности. Непосредственно под зоной расплава в твердом состоянии происходит перекристаллизация аустенита с образованием структур в соответствии с температурой прогрева этого слоя, времени пребывания его при этой температуре и соответствующей концентрации углерода в аустените.

Граница раздела между расплавленным слоем и зоной термического влияния не имеет явно выраженный характер. Четкой линии раздела не существует, а расплавленные участки местами заходят в переходную зону. Непосредственно на границе разделения расплава и подложки (в структуре зоны перехода) наблюдается игольчатый мартенсит, графит и участки ледебуритной эвтектики. Причем участки ледебуритной эвтектики являются как бы продолжением расплавленного слоя в виде округлых областей. Эти области являются местами, где ранее располагались включения графита, которые при нагреве успевают раствориться, обогащая аустенит углеродом. Помимо этого, на месте наиболее крупных вклю-

чений могут наблюдаться также скругленные зоны с частично растворенными включениями графита. Эти зоны также внедрены в мартенсит и располагаются в тех местах, где температуры и времени выдержки не было достаточно для полного растворения такого включения.

Непосредственно под оплавленной поверхностью твердый раствор представляет собой игольчатый мартенсит с некоторым количеством остаточного аустенита. Ниже располагается слой из смеси игольчатого мартенсита с некоторым количеством остаточного аустенита и бейнита. Микротвердость игольчатого мартенсита составляет ~5000–7750 МПа (~48–61 HRC), бейнита ~3750–4500 МПа (~39–44 HRC). Глубже располагается область, где превалирует перлитная составляющая с микротвердостью ~3200–3470 МПа (~33–36 HRC) и графит.

При лазерной обработке в структуре перекристаллизованной зоны из смеси мартенситов находится большое количество бесструктурного блочного слаботравящегося мартенсита. Это можно связать с тем, что в этом случае температура нагрева слоя расплава выше. Соответственно выше она и в твердом подслое, в связи с чем степень пересыщения твердого раствора углеродом будет больше. В зоне термического влияния структура металлической матрицы вокруг графитных включений при формировании подчиняется таким же закономерностям, что и в матрице основы. Некоторые изменения в этих закономерностях связаны со следующими факторами: степень нагрева слоя, место расположения конкретных включений и их размер, концентрация углерода в твердом растворе. Важное значение имеют также режимы обработки и теплопроводность.

Непосредственно под границей расплава вблизи включений графита наблюдаются перлитные тонкие ободки с микротвердостью ~4350 МПа. Вероятно, они образовались вследствие того, что часть углерода, растворенного при нагреве, в результате последующего охлаждения успевает продиффундировать к включению и сохраниться на нем в качестве графита как на готовом центре кристаллизации. Зачастую за тонким перлитным ободком наблюдается ледебуритный слой, в котором растворенный в результате нагрева углерод выделяется в соответствии с метастабильной диаграммой. Такие ободки образуются после перекристаллизации аустенита в твердом состоянии вследствие частичного растворения включений графита и повышения концентрации углерода в прилегающих к данным включениям объемах.

Чем дальше включение графита удалено от границы расплава, тем меньше вероятность образования ободков ледебурита вокруг него, при этом повышается вероятность распада аустенита в соответствии со стабильной системой Fe – C с образованием феррита и графита.

При лазерной поверхностной обработке типичных углеродистых и среднелегированных сталей с целью повышения прочности и износостойкости происходит трансформация структур в соответствии и диаграммой состояния железо – углерод. Образуются слои, в которых присутствуют структурные составляющие в соответствии с содержанием углерода в сплаве при закалке их от температур выше АС1 и охлаждении ниже неё, с переходными зонами между слоями со структурными составляющими смежных областей. В износостойком наплавленном (модифицированном) слое присутствует матричный твердый раствор с тугоплавкими карбидными, оксидными, боридными и другими упрочняющими частицами. Толщина наплавки, протяженность образованных слоев, морфология, количественный состав, дисперсность структурных составляющих в получаемых слоях существенно зависят от параметров лазерной обработки, исходного состояния структуры сталей внутри изделия и на поверхности, от чего, в свою очередь, зависят работоспособность и долговечность упрочняемых изделий.

В исходных структурах, например, сталей 9ХФ и 42CrMo4 после лазерной закалки и лазерного модифицирования присутствует мелкодисперсная смесь мартенсита с карбидами точечной морфологии, по-видимому, с некоторым количеством остаточного аустенита и твердостью 5500 МПа. Аналогично упрочнению углеродистых сталей, например, стали 60ПП, в данном случае также наблюдается волнообразный характер изменения твердости по сформированным слоям: слой наплавки, упрочнения, отпуска и основного металла подложки. В зависимости от вводимой энергии лазерного излучения меняются протяженность слоев и величина упрочнения мартенсита перекристаллизации. Твердость матрицы в наплавке возрастает по мере растворения упрочняющих фаз и насыщения твердого раствора основы и составляет 8000–11300 МПа. Глубина зоны упрочнения уменьшается по мере увеличения линейной скорости перемещения луча, меняясь от 0,6 до 0,25 мм. При этом максимальная твердость в зоне упрочнения возрастает до ~6450 МПа при 15 мм/с и до ~8850 МПа при 60 мм/с. Суммарная протяженность зоны термического влияния

уменьшается по мере увеличения скорости обработки. На границе наплавленного слоя и подложки наблюдается снижение твердости мартенсита, которое можно объяснить изменением легированности твердого раствора элементами из слоя наплавки, и вследствие этого присутствием большого количества остаточного аустенита в смеси с мартенситом в приграничной перекристаллизованной структуре твердых матричных растворов, как со стороны наплавки, так и подложки. Что касается твердости тугоплавких упрочняющих частиц в слое, то они присутствуют в виде скругленных частиц разной травимости: светлых с твердостями порядка 17800–28000 МПа и более, а также в виде более темных как бы фрагментированных включений большей травимости, но сохраняющих геометрическую форму областей с твердостями порядка 11000–13000 МПа. С целью увеличения толщины наплавленного слоя и глубины зоны упрочнения была опробована двукратная упрочняющая обработка с повторным нанесением шликерного слоя и последующего модифицирования с использованием выбранного режима. Анализ результатов показывает, что характер кривой распределения твердости при повторном наложении модифицированного слоя остается неизменным. Величина упрочнения в зоне перекристаллизации осталась той же (максимальная твердость ~5700–5900 МПа). Однако увеличилась протяженность зоны отпуска, она стала ~ 0,4 мм, вместо ~ 0,3 мм. Уменьшилась протяженность приграничного слоя, в котором наблюдается падение твердости с небольшим снижением по величине (значение твердости порядка 3200 МПа, для сравнения ~3450 МПа – при однократном проходе). Толщина слоя наплавки увеличилась до 0,25 мм вместо 0,2 мм. Таким образом, существенного упрочнения в зоне термической перекристаллизации, используя повторное лазерное модифицирование с нанесением шликера и оплавлением, не получено, но толщина наплавленного слоя увеличилась ~ в 1,25 раза. Дальнейшее упрочнение мартенсита возможно получить, используя повторное вторичное твердение с дополнительным отпуском.

Лазерное легирование из образцов в свою очередь увеличивает многообразие возможных структур легированных слоев по сравнению с традиционными способами химико-термической обработки. Химическим составом слоя, его микротвердостью и однородностью можно управлять путем регулирования следующих основных параметров обработки: типа и толщины

легирующей обмазки, фракционного состава используемого порошка, рода окружающей газовой среды, геометрии фокусировки лазерного излучения, мощности и скорости сканирования луча. Отмечено, что образующаяся в зоне расплава мартенситная структура при увеличивающейся скорости обработки становится все более дисперсной. Показано, что род атмосферы влияет не только на геометрические размеры зон легирования, но также и на дисперсность формируемой структуры. Если обработка осуществлялась с малым фокусным пятном и с применением аргона, то при стандартных скоростях обработки получается, в зависимости от вида легирующего материала, достаточно тонкоигольчатая или мелкоглобулярная структура. Микротвердость в зоне легирования могла достигать 13000–18000 МПа, при этом в зоне легирования могли быть полностью исключены такие дефекты, как поры и трещины.

Лазерная технология упрочнения была апробирована для различного рода сменных деталей рабочих органов с/х машин. На рис. 1 приведены фотографии упрочненных ножей и противорежущих пластин некоторых кормоуборочных комбайнов.

Для модифицирования, например, ножей кормоуборочных комбайнов использовался метод предварительного нанесения и последующего лазерного оплавления износостойкого покрытия. По результатам исследований предложены марки сталей (60ПП, 30ХГСА, 9ХФ...) и покрытий для изготовления деталей ножей типа: измельчителей кормоуборочных машин, РСК, ИРК, косилок, кукурузных жаток, дообрезки ботвы, дисков сеялок и борон, работающих при отличающихся условиях с целью достижения необходимого уровня эксплуатационных характеристик.

На основе проведенных мероприятий разработаны технологические процессы лазерного поверхностного упрочнения указанных деталей. Оптимизация данных процессов проводилась по следующим направлениям: подготовка поверхности деталей, скоростные режимы лазерной обработки, режимы охлаждения деталей в процессе лазерной обработки, влияние режимов термического отпуска деталей. Для большинства деталей осуществлены полевые испытания, а для ножей кормоуборочного комбайна «JAGUAR 840», ротационных косилок КРН-2.1, дообрезки ботвы свеклоуборочного комбайна КСН-6, сегментных ножей кукурузных жаток «СНАМПИОН 360» и ПКК-02 с участием БелМИС выполнены приемочные полевые испытания. В конечном итоге установлено, что ресурс работы изготовленных по разработанной технологии ножей комбайна «JAGUAR 840», кукурузной жатки «СНАМПИОН 360» и ротационных косилок на наших полях может не только не уступать зарубежным аналогам, например, немецких фирм «Lund», «Kemper» и «Krone», но и их превосходить. При этом, ресурс работы изготовленных ножей косилок в 2–3 раза выше, чем у серийно выпускаемых предприятиями нашей республики. Сделан вывод, что организация выпуска упрочненных деталей позволит получить значительный экономический эффект по линии импортозамещения.

Заключение

После лазерной обработки с оплавлением поверхности образцов из чугуна типа ВЧ 50 в микроструктуре наблюдаются три основные зоны, а именно, зона оплавления, зона термического влияния и зона основного металла. Между ними существуют переходные слои, в которых присутствуют структурные составляющие смежных зон, постепенно переходящих друг в друга с со-



а



б

Рис. 1. Сменные детали рабочих органов с/х машин, подвергнутых лазерному упрочнению методом: а – поверхностного модифицирования – ножи кормоуборочного комбайна John Deere, б – наплавки – противорежущие пластины кормоуборочного комбайна Полесье – 3000

ответствующими количественными изменениями фаз. При лазерной обработке на поверхности получали оплавленные слои чугуна исходного состава, кристаллизация которых при быстром охлаждении проходила с образованием структур, состоящих из первичного аустенита в виде дендритов и ледебурита без видимых включений графитной фазы.

При лазерной поверхностной обработке типичных углеродистых и среднелегированных сталей с целью повышения прочности и износостойкости происходит трансформация структур в соответствии и диаграммой состояния Fe – C. Образуются слои, в которых присутствуют структурные составляющие в соответствии с содержанием углерода в сплаве при закалке их от температур выше АС1 и охлаждении ниже неё, с переходными зонами между слоями со структурными составляющими смежных областей.

Лазерное легирование из обмазок в свою очередь увеличивает многообразие возможных

структур легированных слоев по сравнению с традиционными способами химико-термической обработки. Химическим составом слоя, его микротвердостью и однородностью можно управлять путем регулирования следующих основных параметров обработки: типа и толщины легирующей обмазки, фракционного состава используемого порошка, рода окружающей газовой среды, геометрии фокусировки лазерного излучения, мощности и скорости сканирования луча.

Лазерная технология упрочнения была апробирована для различного рода сменных деталей рабочих органов с/х машин. По результатам исследований предложены марки сталей (60ПП, 30ХГСА, 9ХФ...) и покрытий для изготовления деталей ножей типа: измельчителей кормоуборочных машин, РСК, ИРК, косилок, кукурузных жаток, дообрезки ботвы, дисков сеялок и борон, работающих при отличающихся условиях с целью достижения необходимого уровня эксплуатационных характеристик.

УДК 621.983.044

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС РАЗДАЧИ ТРУБЧАТЫХ ЗАГОТОВОК, СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ

В.С. Петраковский, А.А. Бакиновская

Физико-технический институт НАН Беларуси

г. Минск, Республика Беларусь

Выполнен анализ состояния процесса раздачи трубчатых заготовок в листовой штамповке. Показан недостаточный уровень исследований процесса, что не позволяет рассчитать допустимую степень раздачи трубчатой заготовки. Установлены основные факторы, влияющие на степень раздачи при осуществлении процесса раздачи трубчатых заготовок эластичной средой и импульсными методами штамповки. Исследована степень их влияния на процесс гидроударной раздачи. Разработан инженерный метод расчета предельной степени раздачи.

Введение

В настоящее время листовая штамповка относится к наиболее востребованным и прогрессивным методам обработки металлов и занимает одно из ведущих мест в современном производстве. Ее удельный вес в основных отраслях промышленности занимает от 60 до 95 %. Листовая

штамповка получила такое широкое распространение в промышленности, в первую очередь, благодаря таким своим достоинствам как низкая трудоемкость и стоимость выпускаемой продукции, высокая производительность и точность изделий. Листовая штамповка объединяет большое количество разнообразных технологических опе-