

УДК 621.793

Г.И. КОСТЮК, Н.В. РУДЕНКО

*Национальный аэрокосмический университет им. Н.Е. Жуковского «ХАИ», Украина*

## ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

*В работе предложены исследования влияния параметров лазерной закалки на глубину упрочненного слоя, его структуру и твердость. С этой целью была подвергнута лазерной обработке низкоуглеродистая сталь (0,1 % С), микролегированная ниобием в количестве 0,02 %. Лазерному упрочнению также подвергались стали с 0,3...0,4 % С, легированные хромом, никелем, молибденом. Из числа низколегированных сталей лазерному упрочнению были подвергнуты стали X, 9ХГ и ХВГ, а также среднелегированная сталь ХВ4. Особо следует остановиться на лазерном упрочнении стали ШХ15. Лазерному упрочнению подвергали уже готовый инструмент, прошедший окончательную термическую обработку, изготовленный из различных марок стали – Р18, Р9, Р6М5, а также более сложнолегированных Р9К5, Р6М5К5, Р9М4К8, Р9М4К8Ф, Р12Ф514. Среди коррозионных сталей лазерному упрочнению подвергали хромистые стали мартенситного класса 20Х13, 30Х13, 40Х13, 95Х18, а также относящуюся к этому классу жаропрочную сталь 11Х12Н2В2МФ. Данные исследования являются актуальными в условиях современной тенденции улучшения эксплуатационных характеристик деталей авиационной техники.*

**Ключевые слова:** лазерный нагрев, поверхностный слой, структура зоны нагрева, глубина зоны нагрева, твердость зоны нагрева, микротвердость зоны нагрева.

### Введение

С точки зрения использования лазерного излучения для поверхностной обработки с целью упрочнения материалов представляют интерес три основных процесса:

- лазерный нагрев поверхностного слоя материала до температуры, не превышающей температуру плавления, выдержка при этой температуре и последующее охлаждение;

- нагрев материала до температур, превышающих температуру плавления, кристаллизация расплава и охлаждение закристаллизовавшегося материала;

- нагрев материала до температур, превышающих температуру его испарения, пластическая деформация за счет ударной волны, нагрев поверхностного слоя плазмой, образующейся при взаимодействии лазерного излучения с материалом.

Эти три режима лазерного нагрева и сопровождающие их физические явления лежат в основе методов поверхностного упрочнения.

### Постановка задачи и цель исследования

Особенностью лазерного нагрева является его локальный и импульсный характер. Еще одной особенностью лазерной обработки, обусловленной ее локальностью, является сопровождающая данный процесс автозакалка объемов изделия, нагретых до температур, выше критических точек сплава. Вследствие высокой теплопроводности металлов и спла-

вов, обрабатываемых лазерным излучением [1], скорость отвода тепла оказывается выше критической скорости закалки не только для среднеуглеродистых и высокоуглеродистых сталей, но и для сталей с низким содержанием углерода. Автозакалка является одним из существенных преимуществ лазерного упрочнения сталей, чугунов и других сплавов. Поэтому вопросы, связанные с возможностью управления термическими процессами, протекающими в поверхностном слое инструментальных и конструкционных материалов при облучении, являются одним из актуальных направлений на сегодняшний день.

Таким образом, целью данной работы является:

- исследование химического состава обрабатываемого сплава – содержание в нем легирующих элементов, а для сталей также содержание углерода и примесей;

- выявление исходной структуру обрабатываемого материала, степень ее стабильности, дисперсность, формы и размеры зерен;

- анализ атмосферы, в которой производится лазерная обработка;

- выделение покрытий и других способов повышения поглощательной способности обрабатываемой поверхности [2].

### Решение проблемы

Несмотря на постоянно возрастающее применение лазерного упрочнения в технике, конструкционные легированные стали и изделия из них занимают здесь достаточно скромное место. Объясняет-

ся это тем, что одно из достоинств лазерного нагрева – его локальность – применительно к деталям авиационной техники превращается в недостаток.

При исследовании влияния параметров лазерной закалки на глубину упрочненного слоя, его структуру и твердость на низкоуглеродистой стали (0,1 % С), микролегированной ниобием в количестве 0,02 % [3], установлено, что при удельной мощности 10...100 МДж/м<sup>2</sup> и скорости перемещения луча 2...30 мм/с структура зоны нагрева представляет собой смесь мартенсита и феррита. Твердость мартенсита повышалась по мере удаления от поверхности, что объясняется только уменьшением размеров кристаллов аустенита по мере понижения максимальной температуры нагрева при удалении от облучаемой поверхности и соответствующим измельчением кристаллов мартенсита. Твердость феррита практически не изменяется по глубине зоны нагрева.

Несколько шире перечень среднеуглеродистых легированных сталей. К их числу относятся стали 40Х, 30ХНЗА, 37ХНЗА и 20ХГСН14. За рубежом лазерному упрочнению также подвергались стали с 0,3...0,4 % С, легированные хромом, никелем, молибденом.

Как правило, поверхностные слои нагревались вплоть до оплавления, которое рассматривается как полезное явление, приводящее к заплвлению микротрещин и уменьшению шероховатости поверхности, что в свою очередь приводит к повышению усталостной прочности изделия. В этом состоит одно из главных целей лазерной термической обработки легированных конструкционных сталей.

Внешний слой зоны нагрева подвергается автозакалке из жидкого состояния и имеет характерную дендритную структуру, состоящую из мартенсита и небольшого количества остаточного аустенита. Второй, внутренний слой нагревался до температур, лежащих в интервале от температуры солидуса  $T_c$  до нижней критической точки  $A_{c1}$ .

Из числа низколегированных сталей лазерному упрочнению чаще других подвергаются стали Х, 9ХГ и ХВГ [4], а также среднелегированная сталь ХВ4 [4, 5]. В большинстве случаев использовались импульсные лазерные установки. Здесь в отличие от углеродистых сталей скоростная кристаллизация не дает четко выраженной дендритной структуры. Высокая температура нагрева способствует растворению карбидов, переходу всех легирующих элементов в аустенит и сильному повышению устойчивости последнего. При автозакалке фиксируется структура, состоящая из сравнительно крупноигльчатого мартенсита и значительного количества остаточного аустенита до 50 – 60 % [4].

Повышенное содержание остаточного аустенита в слое I нагрева приводит к тому, что твердость

(рис. 1) этого слоя оказывается ниже, чем у следующего за ним слоя II. В это же время, в следствие сильной легированности аустенита и в результате его фазового наклепа слой I зоны нагрева по твердости превосходит исходную структуру стали после закалки и низкого отпуска (слой IV).

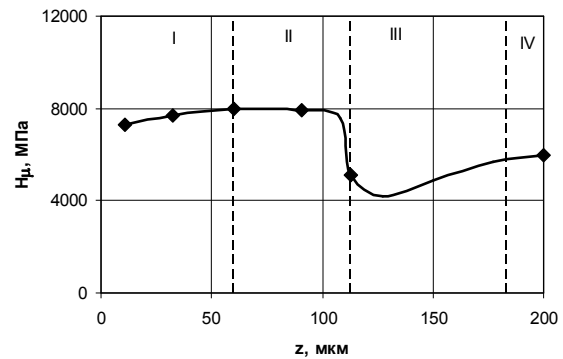


Рис. 1. Твердость зоны нагрева стали ХВГ

Количество остаточного аустенита быстро уменьшается при удалении от поверхности (рис. 2) и уже на глубине 50...60 мкм не превышает его содержание в данной стали при ее обычной объемной закалке (слой II). Для слоя II характерен мелкоигльчатый мартенсит. Все это приводит к тому, что твердость слоя II значительно выше, чем слоя I.

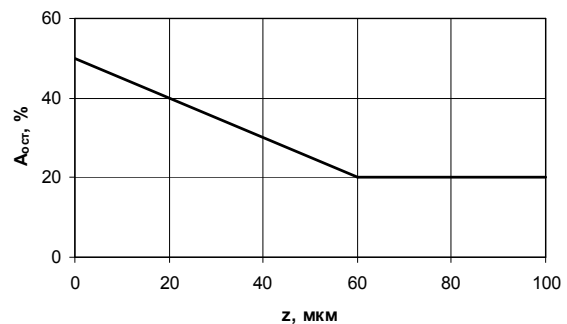


Рис. 2. Распределение остаточного аустенита по глубине зоны нагрева (сталь ХВГ)

Если лазерному упрочнению подвергается предварительно закаленная и отпущенная сталь в зоне нагрева различается также слой III скоростного лазерного отпуска, расположенного там где температура нагрева превышает температуру предварительного отпуска, но была ниже критической точки  $A_{c1}$ . По всей глубине слоя III фиксируется высокодисперсная ферритно-карбидная смесь типа троостита.

Пониженная твердость слоя I нагрева не позволяет максимально использовать преимущества лазерного упрочнения. Однако положение может быть исправлено двумя способами. Первый из них [3] заключается в подборе таких параметров лазерного излучения, которые исключают оплавление поверх-

ностных слоев. Другой способ повышения твердости слоя I заключается в использовании обработки холодом, то есть дальнейшее охлаждение стали после лазерной закалки до криогенных температур.

Особо следует остановиться на лазерном упрочнении стали ШХ15, содержащей в соответствии с ГОСТ 5950-73 0,95...1,10 % С; 0,15...0,35 % Si; 0,15...0,4 % Mn и 1,30...1,65 % Cr. Лазерное упрочнение данной стали с помощью установок как импульсного, так и непрерывного действия получило широкое распространение [3, 4, 6, 7].

Зона нагрева на отожженной стали ШХ15 с исходной структурой зернистого перлита, как и у других сталей этого класса, состоит из двух слоев (рис. 3). Первый, закаленный из жидкого состояния, имеет мартенситно-аустенитную структуру, а его микротвердость лежит в пределах 7500...8000 МПа.

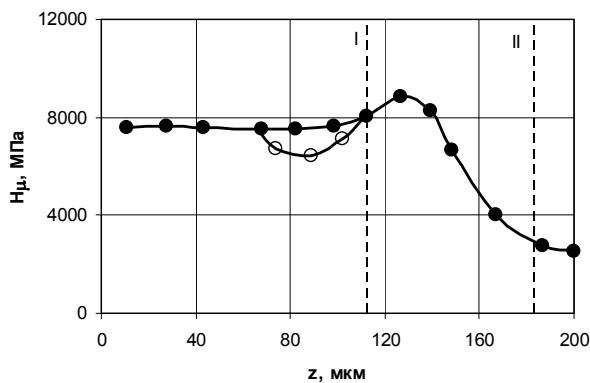


Рис. 3. Микротвердость зоны нагрева на стали ШХ15

Для слоя II характерны мелкоигльчатый мартенсит, небольшое количество остаточного аустенита и многочисленные карбиды, равномерно распределенные по всему его объему. Поэтому твердость этого слоя выше, чем слоя I, и достигает 9000...9500 МПа. Если в слое I количество остаточного аустенита доходит до 55...60 %, то в слое II оно быстро падает по мере удаления от поверхности с 40 % до нуля.

Образцы из стали ШХ15 стандартного химического состава (1,02 %; 1,5 % Cr) были подвергнуты объемной закалке от 850 °С в масло, затем часть образцов была отпущена при температурах 200, 400 и 600 °С в течение 2 часов. Таким образом, лазерному нагреву подвергалась сталь ШХ15 с пятью различными исходными структурами: зернистый перлит (отожженные образцы); сорбит отпуска (улучшенные образцы); троостит отпуска; отпущенный аустенит, мартенсит и карбиды (образцы после лазерной закалки и низкого отпуска); мартенсит, остаточный аустенит и карбиды (закаленные образцы).

Проведенный подробный анализ структуры, фазового состава и микротвердости зон нагрева по-

казали, что все эти характеристики не зависят от исходной структуры стали при лазерном нагреве с оплавлением поверхности.

Глубина зоны лазерного нагрева [7] определяется степенью дисперсности исходной структуры стали. Графически это выражается как зависимость глубины зоны от температуры предварительного отпуска (рис. 4).

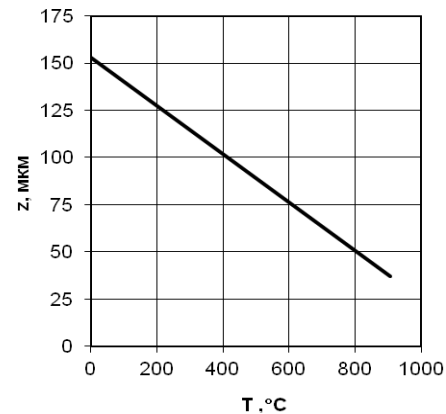


Рис. 4. Глубина зоны нагрева в зависимости от исходной структуры стали

При скоростном нагреве стали положение нижней критической точки  $A_{c1}$ , и скорость образования аустенита из перлита зависят от исходной структуры стали [7]. Чем меньше степень дисперсности структуры, тем ниже скорость образования аустенита при одной и той же скорости нагрева.

При лазерном нагреве стали температура быстро понижается при удалении от поверхности в глубину образца.

Широко применяется лазерная обработка таких популярных инструментальных сталей, как быстрорежущие [5, 7]. Дополнительное повышение теплостойкости этих сталей с помощью лазерного облучения позволяет существенно увеличить ресурс работы режущего инструмента и получить тем самым значительный экономический эффект. Как известно, теплостойкость инструментальных сталей можно увеличить за счет повышения температуры аустенизации при закалке, обеспечивающего большую насыщенность твердого раствора легирующими элементами. При лазерной обработке опасность охрупчивания стали маловероятна. Более того, лазерная закалка дает более мелкое зерно по сравнению с обычной закалкой.

Лазерному упрочнению подвергают чаще всего уже готовый инструмент, прошедший окончательную термическую обработку, изготовленный из различных марок стали – P18 [7], P9 [3], наиболее популярной в настоящее время быстрорежущей стали P6M5 [6, 7] и ее зарубежных аналогов [3, 4], а также более сложнолегированных P9K5, P6M5K5, P9M4K8,

P9M4K8Ф, P12Ф514 [7]. Для этой цели используются лазеры как импульсного, так и непрерывного действия, режимы облучения в одних случаях предусматривают оплавление тонкого поверхностного слоя, а в других исключают оплавление.

В первом варианте твердость слоя I зоны нагрева в результате полного растворения карбидов, повышения степени легированности аустенита и его устойчивости, может оказаться ниже, чем твердость исходной структуры стали, сформированной в процессе отпуска (рис. 5). В тоже время твердость слоя II, структура которого состоит из мелкоугольчатого мартенсита, небольшого количества остаточного аустенита и многочисленных карбидов, оказывается значительно выше и превосходит твердость не только слоя I, но и исходной структуры стали. Слой III представляет собой дисперсную ферритно-карбидную структуру, образовавшуюся в результате нагрева стали в интервале температур  $T_{отп} - A_c$ , где  $T_{отп}$  – температура предварительного печного отпуска. Твердость этого слоя несколько ниже, чем у исходной структуры стали.

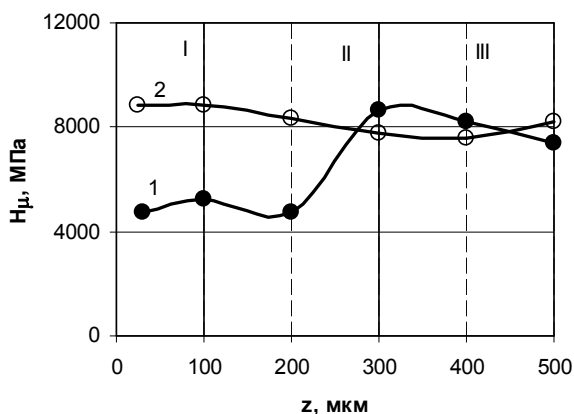


Рис. 5. Твердость стали P18:

1 – лазерная закалка, 2 – дополнительный отпуск

Как отмечалось, лазерное упрочнение зависит от ряда факторов, среди которых далеко не последнее место принадлежит содержанию углерода и легирующих элементов.

В частности [4], для углеродистых сталей содержание углерода может рассматриваться как надежный критерий лазерной упрочняемости сталей. Но для легированных инструментальных сталей, имеющих близкое содержание углерода, но разное количество легирующих элементов, необходимо ввести так называемый углеродный эквивалент  $C_3$ , учитывающий влияние различных легирующих элементов на степень лазерного упрочнения. Значения  $C_3$  для некоторых широко используемых легированных сталей приведены в табл. 1.

Среди коррозионных сталей наиболее часто лазерному упрочнению подвергали хромистые стали

мартенситного класса 20X13, 30X13, 40X13, 95X18 и аналогичные им стали, а также относящуюся к этому классу жаропрочную сталь 11X12H2B2MФ [3, 4, 6, 7].

Таблица 1  
Значение углеродного эквивалента  $C_3$

№ п/п	Сталь	$C_3$
1	9ХС	1,27
2	ШХ15	1,39
3	ХВГ	1,40
4	Р6М5	3,1
5	X12M	4,05

Лазерная обработка сталей 20X13, 30X13 и 40X13 проводилась с помощью лазеров импульсного и непрерывного действия. При этом твердость стали 20X13 составляет 6900...7200 МПа, а стали 40X13 – 8000...8900 МПа. А в результате лазерного упрочнения с оплавлением твердость стали повышается до 4000 МПа. Еще на одной коррозионно-стойкой стали – шарикоподшипниковой стали 9Х18 максимальная твердость, равная 10000...13000 МПа, достигается на границе слоев I и II зон нагрева, тогда как твердость у поверхности на 2000 МПа ниже.

Установлено [5], что лазерное облучение коррозионно-стойкой стали аустенитного класса 12X18H9Т не вызывает каких-либо существенных изменений в ее структуре. Как в оплавленном слое I, так и в слое II зоны нагрева наблюдается однофазная аустенитная структура с двойниками в отдельных зернах, характерная для исходной структуры стали. Микротвердость составляет около 2700 МПа, то есть лазерное облучение этой стали не приводит к ее упрочнению.

## Заключение

Однако целью термической обработки сталей не всегда является упрочнение. Лазерный нагрев можно применять для смягчения поверхности и повышения коррозионной стойкости других нержавеющей сталей. Оплавление поверхностного слоя может приводить к образованию в нем мягкого слоя ферритной нержавеющей стали. При всем том высокая коррозионная стойкость достигается только после многократного оплавления, когда поверхностный слой приобретает однородную ферритную структуру.

## Литература

1. Костюк, Г.И. Тепловые процессы в материалах при лазерном нагревании [Текст]/ Г.И. Костюк, Н.В. Руденко // Науково-технічний та громадський часопис Президії Академії інженерних наук України "Вісті": сб. науч. тр. Інженерної академії України. – Вып. 3(33). – К., 2007. – С. 269-278.

2. Костюк, Г.И. Поглощение энергии лазерного излучения поверхностью обрабатываемого материала [Текст]/ Г.И. Костюк, Н.В. Руденко // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов: сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та им. Н.Е. Жуковского «ХАИ». – Вып. 4(55). – Х., 2008. – С. 137 – 147.

3. Гранкин, В.П. Лазерное излучение [Текст]/ В.П. Гранкин. – М.: Воениздат, 1977. – 192 с.

4. Григорьянц, А.Г. Основы лазерного термоупрочнения сплавов [Текст]: учебное пособие / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафронов. – М.: Высшая школа, 1988. – 159 с.

5. Коваленко, В.С. Лазерная технология [Текст]/ В.С. Коваленко. – К.: Вища шк. головное изд-во, 1989. – 176 с.

6. Коваленко, В.С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера [Текст]/ В.С. Коваленко, Л.Ф. Головкин, В.С. Черненко. – К.: Техника, 1990. – 192 с.

7. Лахтин, Ю.М. Материаловедение [Текст]: учеб. для высш. техн. учеб. завед. / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностр., 1990. – 528 с.

8. Коваленко, В.С. Справочник по технологии лазерной обработки [Текст] / В.С. Коваленко, В.П. Котляров, В.П. Дятел. – К.: Техника, 1985. – 167 с.

Поступила в редакцию 16.01.2012

**Рецензент:** д-р техн. наук, проф., проф. каф. «Технологии производства авиационных двигателей» А.И. Долматов, Национальный аэрокосмический университет им. Н.Е. Жуковского «Харьковский авиационный институт», Харьков, Украина.

### ЛАЗЕРНЕ ЗМІЦНЕННЯ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

*Г.І. Костюк, Н.В. Руденко*

В роботі запропоновано дослідження впливу параметрів лазерної обробки на глибину зміцненого шару, його структуру і твердість. З цією метою була повергнута лазерній обробці низьковуглецева сталь (0,1 % С), мікролегована ніобієм в кількості 0,02 %. Лазерному зміцненню також піддавалися сталі з 0,3..0,4 % С, леговані хромом, нікелем, молібденом. З числа низьколегованих сталей лазерному зміцненню були піддані сталі Х, 9ХГ і ХВГ, а також середньолегована сталь ХВ4. Окремо варто зупинитися на лазерному зміцненні сталі ШХ15. Лазерному зміцненню піддавали вже готовий інструмент, який пройшов остаточну термічну обробку, виготовлений з різних марок сталі - Р18, Р9, Р6М5, а також більш складнолегованих Р9К5, Р6М5К5, Р9М4К8, Р9М4К8Ф, Р12Ф514. Серед корозійних сталей лазерному зміцненню піддавали хромисті сталі мартенситного класу 20Х13, 30Х13, 40Х13, 95Х18, а також відноситься до цього класу жароміцна сталь 11Х12Н2В2МФ. Дані дослідження є актуальними в умовах сучасної тенденції поліпшення експлуатаційних характеристик деталей авіаційної техніки.

**Ключові слова:** лазерний нагрів, поверхневий шар, структура зони нагріву, глибина зони нагріву, твердість зони нагріву, мікротвердість зони нагріву.

### LASER HARDENING ALLOY STEELS

*G.I. Kostyuk, N.V. Rudenko*

Suggested in the paper studies the influence of the parameters of laser hardening of the depth of the hardened layer, its structure and hardness. With this purpose was plunged laser processing of low-carbon steel (0,1 % C), micro-alloying niobium in the number of 0,02 %. Laser hardening also suffered from steel with 0,3 to 0,4 % C doped with chromium, nickel, molybdenum. From the number of low-alloyed steels, laser hardening were subjected to become X, 9XG and XVG, as well as medium alloy steel XB4. Special emphasis should be placed on a laser hardening steel ШХ15. Laser hardening subjected to the ready tool, the last final heat treatment, made of different steel grades - P18, P9, R6M5, as well as more complex P9K5, P6M5K5, P9M4K8, P9M4K8F, P12F514. Among corrosive steels, laser hardening subjected to chrome steels martensitic class 20X13, 30X13, 40X13, 95X18, as well as belonging to the class of heat-resistant steel 11X12H2B2MF. The research data are relevant in the context of the modern trends improve the operational characteristics of aircraft parts.

**Key words:** laser heating of the surface, the structure of the heating zone, the depth of the heating zone, the hardness of the heating zone, microhardness of heating zones.

**Костюк Геннадий Игоревич** – д-р техн. наук, проф., проф. каф. «Теоретической механики, машиноведения и роботомеханических систем», Национальный аэрокосмический университет им. Н.Е. Жуковского «Харьковский авиационный институт», Харьков, Украина.

**Руденко Наталья Владимировна** – канд. техн. наук, доцент каф. «Теоретической механики, машиноведения и роботомеханических систем», Национальный аэрокосмический университет им. Н.Е. Жуковского «Харьковский авиационный институт», Харьков, Украина, e-mail:RudenkoNV@yandex.ru.