

3. Жилыев В. А., Федоренко В. В. // Тугоплавкие соединения. Киев: ИПМ АН УССР, 1981. С. 51.
4. Жилыев В. А., Могилевская И. С. // Тез. докл. IX Всесоюз. совещ. по кинетике и механизму реакций в твердом теле. Алма-Ата: ОИФ АН СССР, 1986. Т. 1. С. 20.
5. Жилыев В. А. // Конструкции из композиционных материалов. 2006. Вып. 4. С. 192.
6. Жилыев В. А., Патраков Е. И. // Сб. докл. X Междунар. конф. «Физико-химические процессы в неорганических материалах». Кемерово: КемГУ, 2007. С. 69.
7. Куликов И. С. Термодинамика карбидов и нитридов: Справочник. Челябинск: Металлургия, 1988.
8. Болгар А. С., Турчанин А. Г., Фесенко В. В. Термодинамические свойства карбидов. Киев: Наук. думка, 1973.
9. Том Л. Карбиды и нитриды переходных металлов. М.: Мир, 1974.
10. Guillermet A. F. // J. Alloys and Compounds. 1995. Vol. 217. P. 69.
11. Жилыев В. А. // Материаловедение. 2012. № 3. С. 3.
12. Жилыев В. А. // Там же. № 4. С. 3.
13. Самсонов Г. В., Панасюк А. Д., Козина Г. К., Дьяконова Л. В. // Карбиды и сплавы на их основе. Киев: Наук. думка, 1976. С. 56.
14. Utebayashi S., Kishi K., Tani E. et al. // J. Ceramic Soc. Jap. 1985. Vol. 93, № 1. P. 51.
15. Шурун А. К., Дмитриева Г. П. // Диаграммы состояния карбид- и нитридсодержащих систем. Киев: ИПМ АН УССР, 1981. С. 28.
16. Холлек Х. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов: Справочник. М.: Металлургия, 1988.

УДК 621.785.54

ЛАЗЕРНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОЛЬЦЕВЫХ ВЫСТУПОВ ИЗ ПОРОШКОВОЙ МЕДИСТОЙ СТАЛИ (ПСЕВДОСПЛАВА СТАЛЬ–МЕДЬ)

© 2014 г. **В. Г. Гилев, Е. А. Морозов, Е. С. Русин, А. М. Ханов**

ЗАО «Новомет-Пермь», г. Пермь

Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ)

Статья поступила в редакцию 10.07.13 г., доработана 04.04.14 г., подписана в печать 10.04.14 г.

Гилев В. Г. – канд. техн. наук, инженер-исследователь ЗАО «Новомет-Пермь» (614065, г. Пермь, шоссе Космонавтов, 395). E-mail: gilev@novomet.ru.

Морозов Е. А. – аспирант, руководитель лаборатории лазерной наплавки ПНИПУ (614990 г. Пермь, Комсомольский пр-т, 29). E-mail: morozov.laser@gmail.com.

Русин Е. С. – аспирант ПНИПУ, инженер ЗАО «Новомет-Пермь». E-mail: rusin.es@novomet.ru.

Ханов А. М. – докт. техн. наук, проф., декан механико-технологического факультета ПНИПУ, зав. кафедрой «Конструирование машин и технология обработки материалов» ПНИПУ. E-mail: mtf-dekanat@pstu.ru.

Приведены результаты исследований микроструктуры и микротвердости поверхностного слоя кольцевых выступов на дисках из порошкового псевдосплава сталь–медь после проведения лазерной термической обработки волоконным лазером мощностью 1 кВт. При этом выявлено, что в материале кроме зоны полного плавления образуется область частичного оплавления, в которой оно происходит в объемах низкоплавкой составляющей (меди) в исходной структуре и контактирующих с ними участков стальной матрицы. Затем следует зона закалки из твердого состояния, в которой на лучших образцах достигается максимальная микротвердость до 1000 HV в объеме мартенсита, образующегося в перлитных колониях исходного материала сталь–медь.

Ключевые слова: лазерная термообработка, порошковая металлургия, псевдосплав сталь–медь, микроструктура, микротвердость.

There were described results of investigations of microstructure and micro hardness of surface layer of collar step on disk plate from powder pseudo alloy steel – copper after carrying out of laser thermal treatment by fiber laser with capacity of 1 kW. There was revealed that under laser thermal treatment of pseudo alloy steel – copper except of full melting zone is developed field of partial flashing, that occurred in the volumes of low-melting component (copper) in parent structure and contacting sites of steel matrix. Then followed zone of quenching from solid state, in which for better samples was reached maximum micro hardness up 1000 HV in the volume of martensite, forming in perlite colony of initial material steel – copper.

Key words: laser thermal treatment, powder metallurgy, pseudo alloy steel – copper, microstructure, micro hardness.

ВВЕДЕНИЕ

Широкие технологические возможности открывает лазерная поверхностная упрочняющая обработка конструкционных сплавов, обеспечивающая локальный нагрев с минимальными деформациями или вообще без таковых и охлаждение за счет отвода тепла в объем материала, как правило, без применения охлаждающих сред. Большие скорости нагрева и охлаждения, составляющие 10^4 – 10^6 °C/с, приводят к получению высоких физико-механических свойств поверхностных слоев материалов.

Появление мощных источников лазерного излучения волоконного типа делает актуальным вопрос об эффективности лазерной закалки с их применением. Опыт, накопленный ранее при использовании CO_2 -лазеров, может быть перенесен на волоконные источники, но при этом требуется корректировка конкретных режимов обработки из-за разницы в степени поглощения энергии излучения материалами, обусловленной различной длиной волны излучения этих двух типов лазеров (10,6 и 1,07 мкм соответственно) [1]. В связи с этим возникает необходимость получения данных по лазерной термической обработке (ЛТО) материалов на новых видах лазеров – волоконных, дисковых.

Анализ литературы показывает, что наиболее значимыми параметрами, оказывающими влияние на процессы, протекающие при лазерной обработке, и свойства обработанных материалов, являются мощность лазерного излучения, ее плотность и скорость перемещения лазерного луча по обрабатываемой поверхности. Важное значение имеют также распределение мощности, форма (круглая, прямоугольная) сечения лазерного луча в месте его падения на поверхность, длина волны лазера, шероховатость поверхности, свойства (теплопроводность, плотность, теплоемкость, температуры плавления структурных составляющих) приповерхностного слоя обрабатываемого материала. При выборе режимов ЛТО необходимо учитывать то, что износостойкость сталей после такой обработки зависит от знака, уровня и пространственного распределения образующихся при этом остаточных напряжений. Исследования обычно проводят на модельных прототипах по геометрии образцов [2].

Несмотря на значительное число работ по лазерной термообработке материалов, ее влияние

на отдельные классы материалов, такие, например, как псевдосплавы сталь–медь, получаемые методами порошковой металлургии, практически не изучалось. Работы по ЛТО порошковых сталей обычно имеют цель снизить пористость приповерхностных слоев обрабатываемых изделий оплавлением или упрочнить поверхность наплавкой износостойких составов [3–5]. Кроме того, для развития практических применений этой технологии в машиностроении необходимо проведение исследований и на более сложных по геометрии объектах.

Настоящая работа посвящена лазерной термической обработке псевдосплавов сталь–медь марки ЖГр1Д15 с большим объемным содержанием стали, поэтому в ходе экспериментов может быть привлечен опыт ЛТО сталей. Так, автором [6] закалка сталей У9 и У10 до твердости около 1000 и 1100 НВ была проведена при мощности излучения CO_2 лазера 1,5 кВт и скорости перемещения его луча по поверхности 12,5 мм/с. После ЛТО стали У8 ее микротвердость достигает значения 1000 НВ, что на 100–150 НВ выше, чем при обычной закалке [7]. По данным [8], заранее трудно предсказать, к какому структурному изменению в стали или чугуне данного химического состава приведет варьирование хотя бы одного из показателей лазерного нагрева. Это можно определить лишь экспериментально, так как влияние параметров на температуру нагрева, размеры зерен аустенита и фазовый состав после закалки неоднозначно [8].

Вместе с тем известны расчетные данные, которые позволяют оценить температуру нагрева и размеры зон лазерного воздействия. Так [8], доля остаточного аустенита пропорциональна максимальной температуре нагрева и величине $P/(\lambda d)[\alpha/(dv)]^{0,4}$, а размеры упрочненной зоны (L) для стали 45 – параметру $P/(dv)^{0,4}$. Здесь P – мощность излучения; v – скорость перемещения луча относительно поверхности; λ и α – тепло- и температуропроводность обрабатываемого материала; d – диаметр пятна лазерного луча в месте падения на поверхность.

Единственные опубликованные до настоящего времени результаты экспериментов по ЛТО материала сталь–медь представлены нами в работе [9]. Исследования по скоростной термообработке стали подобного состава, выполненные другими ав-

торами, приведены в работе [10], где изучалась структура стали 45 после внедрения в ее поверхность меди – продуктов взрыва медной проволоки при пропускании по ней тока с последующей электронно-лучевой переплавкой поверхности.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

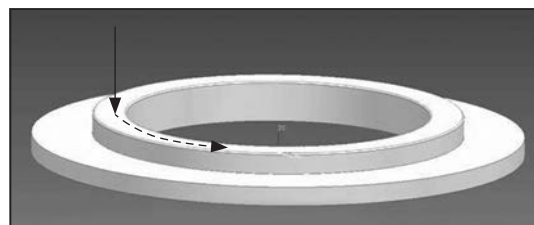
Исследуемый материал получен спеканием пресовок из шихты, состоящей из порошка железа с добавкой 1 % графита. В процессе спекания дополнительно проведена пропитка медью, и ее содержание, определенное на приборе РЭМ-100У с рентгеноспектральным микроанализатором, составило 14,2 мас.%. Концентрации углерода и примесей в образцах после спекания и пропитки определяли методом оптической эмиссионной спектроскопии на приборе Foundry-Master Pro фирмы «Oxford-instruments». Результаты (мас.%) представлены ниже:

C	0,621	Co	0,0117
Si	< 0,01	Nb	< 0,05
Mn	0,189	Ti	< 0,01
Cr	0,0708	V	< 0,0054
Mo	0,0127	W	< 0,05
Ni	0,0629	Pb	< 0,025
Al	< 0,005		

Образцы для исследования были изготовлены в виде кольцевых дисков с кольцевыми выступами на внутренних краях: внутренний диаметр диска и кольцевого выступа 40 мм; ширина выступа 4,5 мм; высота ~ 2,0 мм; диск, имеющий толщину 2,5 мм, выполнен из такого же материала, что и выступ. Схема обработки образца показана на рис. 1.

Заготовки образцов получены традиционными методами порошковой металлургии: прессованием смеси порошков железа и графита и спеканием в атмосфере диссоциированного аммиака с одновременной пропиткой медью. Структура после спекания состоит в основном из зерен железоуглеродистого перлита, включений меди и небольшого количества феррита (рис. 2). Твердость материала после спекания составляет 70–100 HRB, микротвердость – 250÷300 HV. Кольцевые выступы на образцах для ЛТО получены токарной обработкой предварительно спеченных заготовок.

Исходная шероховатость (R_a) поверхности образцов после токарной обработки определялась на профилографе-профилометре Абрис-ПМ7.



—▶ Направление луча лазера
- - - - -▶ Траектория перемещения луча

Рис. 1. Форма образца и схема лазерной обработки

При измерении вдоль направления резания она не превышала 0,14 мкм, а поперек была менее 1 мкм.

Для лазерной термической обработки применяли систему Optomec Lens 850-R с волоконным лазером YLR-1000 IPG Photonics с круглой формой сечения и гауссовым распределением плотности мощности по сечению луча.

Выбор параметров лазерной обработки проводили с учетом данных [9, 11]. При планировании эксперимента задавали следующие параметры:

W – мощность излучения лазера;

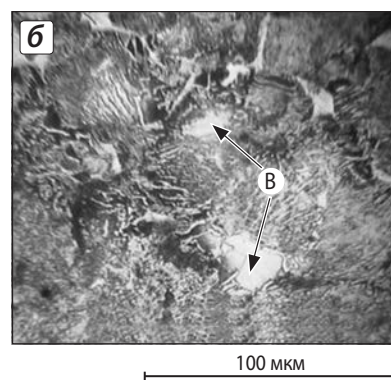
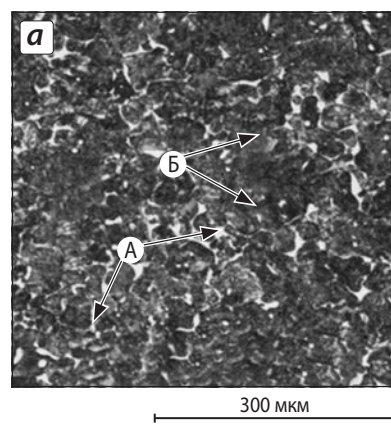


Рис. 2. Микроструктура исследуемой порошковой медистой стали ЖГр1Д15 в спеченном состоянии
Участки: А – медь, Б – перлит, В – феррит

I – плотность мощности излучения ($I = W/S$, $S = \pi d^2$, где d – диаметр пятна, лазерного пучка в месте падения на обрабатываемую поверхность);
 v – скорость перемещения лазерного пучка по поверхности.

Размер пятна регулировали изменением расстояния (Z) от фокальной плоскости лазера до обрабатываемой поверхности. Для расчета значения d использовали формулы, приведенные в [9, 12].

Обработку осуществляли одиночными проходами в среде высокочистого аргона. Режимы ЛТО приведены в таблице. Микротвердость измеряли на автоматическом микротвердомере Durascan 70 при нагрузке 50 г с шагом 50 мкм по линии, перпендикулярной поверхности образца в середине лазерной дорожки. В случае попадания планируемого отпечатка на включения меди или видимый с поверхности дефект точку индентации смещали в сторону.

Микроструктуры после лазерной термообработки исследовали на микроскопе Olympus GX-51 при увеличении $200\times$ – $1000\times$. Состояние поверхности изучали на микроскопе МБС-10. Для выявления микроструктуры использовали 4 %-ный раствор HNO_3 .

Глубину зоны термического влияния ($L_{ЗТВ}$) определяли как расстояние от поверхности образца до границы перехода к неизменной исходной структуре материала. Также оценивали глубину зоны высокой твердости ($L_{ЗВТ}$) – по расстоянию от поверхности образца до пересечения прямой на уровне 700 HV с графиком распределения микротвердости по глубине.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Режимы и результаты ЛТО приведены в таблице. Средняя микротвердость поверхностного слоя глубиной до 350 мкм составляет величину в пределах 765–934 HV, глубина слоя с высокой микротвердостью $L_{ЗВТ} = 0,34 \div 1,25$ мм. Лучшие образцы по уровню свойств близки к углеродистым сталям [6, 7], полученным при ЛТО.

На рис. 3 приведены микроструктура и распределение микротвердости в поверхностном слое исследуемого материала после обработки лазером по режиму 11 (см. таблицу). Твердость,

Условия проведения и результаты лазерной обработки на кольцевых выступках

№ обр. (режима)	W, кВт	W/S, кВт/см ²	d, мм	v, см/с	L _{пл} , мкм	L _{ЗВТ} , мм	L _{ЗТВ} , мм	HV _{ср}
1	0,9	16	2,68	1,2	–	0,94		764
2	0,9	8	3,79	1,0	–	1,10		760
3	0,8	16	2,52	1,0	–	0,64	0,83	894
4	0,8	8	3,57	1,2	–	0,91		811
5	0,7	16	2,36	1,2	–	0,62		928
6	0,7	8	3,34	1,0	–	0,69		934
7	0,6	16	2,19	1,0	–	0,34		854
8	0,6	8	3,09	1,2	–	0,77		883
9	1,0	12	3,2	1,2	139	0,92	0,98	807
10	1,0	12	3,2	0,8	287	1,21	1,36	765
11	1,0	8	3,99	1,2	90	1,02	0,96	810
12	1,0	8	3,99	0,8	170	1,25	1,35	800

Обозначения: $L_{пл}$ – зона полного оплавления; $L_{ЗВТ}$ – глубина слоя с микротвердостью выше 700 HV; $L_{ЗТВ}$ – глубина до границы с перлитной структурой; $HV_{ср}$ – средняя величина микротвердости по замерам в диапазоне $L = 0 \div 350$ мкм.

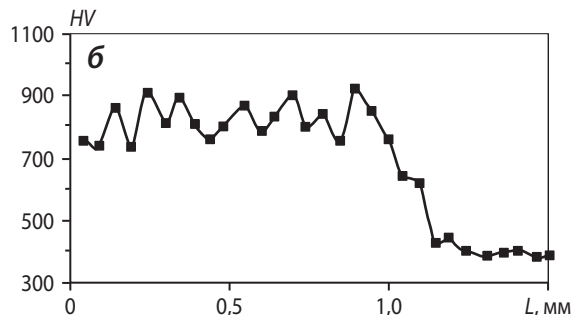
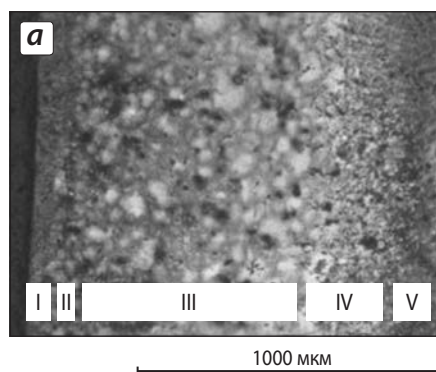


Рис. 3. Микроструктура (а) и распределение микротвердости (б) в поверхностном слое исследуемого материала (обр. 11) после обработки лазером по следующему режиму: $W = 1$ кВт, $W/S = 8$ кВт/см², $d = 3,99$ мм $v = 1,2$ см/с

измеренная по методу Роквелла на поверхности кольцевого выступа, составила 55,5 HRC.

В микроструктуре можно выделить несколько зон, которые хорошо согласуются с графиком распределения микротвердости по глубине. Зона I толщиной ~ 90 мкм – это область полного оплавления, в которой образуется однородная структура закаленной стали, по-видимому с дисперсными выделениями меди. В зоне II происходят частичное оплавление медной составляющей исходной структуры и граничащих с ними стальных участков, а также залечивание пор за счет миграции жидкой меди. Зона III, распространяющаяся по глубине от 90 до 1000 мкм, – это область закалки из твердого состояния, и для нее характерна высокая твердость. При этом в структуре материала остаются дефекты – поры и включения меди, что отражается на распределении микротвердости в виде разброса результатов измерений.

Зона IV глубиной примерно 150 мкм – переходная, в которой при лазерной закалке происходит изменение структуры. Однако температуры нагрева и скорости охлаждения в этой зоне недостаточны для образования мартенсита во всем объеме стальных участков; твердость при удалении от поверхности постепенно снижается из-за уменьшения доли мартенсита в структуре до уровня твердости сердцевины (зоны V).

Практически неизменная структура наблюдается в зоне V. Она состоит в основном из перлита, но отличается несколько повышенной микротвердостью (400 HV) по сравнению с материалом в исходном состоянии (250–300 HV).

На поверхности обр. 11 после ЛТО (см. таблицу и рис. 4) можно видеть полосу оплавления шириной ~ 1,5 мм с достаточно гладкой поверхностью, что связано с небольшой глубиной оплавления. С двух сторон от нее наблюдаются полосы с мелким рельефом. Это участки частичного оплавления, в которых стальной каркас сохраняет свою связность, а включения меди и области вблизи них оплавляются.

Наиболее высокая микротвердость (~ 1000 HV) получена в слоях на глубине ~ 0,4 мм в обр. 3, 6 и 8. Близки к ним показатели обр. 5 и 7. Отметим, что все они отличаются сравнительно небольшой величиной $L_{ЗВТ}$.

По результатам, приведенным в таблице, обнаружена обратно пропорциональная зависимость

между микротвердостью поверхности и глубиной упрочненной зоны (рис. 5). Это связано с более высокой скоростью охлаждения в образцах, имеющих меньшую глубину $L_{ЗВТ}$.

Согласно [14], толщина зоны термического влияния при ЛТО пропорциональна критерию Фурье (F_0), который характеризует динамику изменений температуры:

$$L \approx P/(dv)^m \approx PF_0^m, \quad (1)$$

где m может принимать значения 0,4 и 0,5.

Сопоставляя экспериментальные данные рис. 5 и уравнение (1), можно заключить, что твердость обратно пропорциональна времени охлаждения, т. е. растет с увеличением скорости изменения температуры при закалке:

$$HV \sim 1/L \sim 1/F_0^m. \quad (2)$$

Аналогичный результат получен в работе [15], где показано, что твердость повышается при увели-

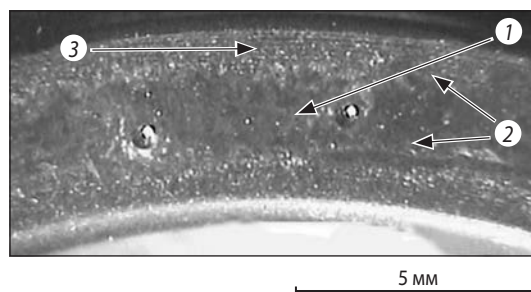


Рис. 4. Вид поверхности кольцевого выступа из псевдосплава сталь–медь после обработки лазером по режиму 11 (см. таблицу)

1 – оплавленная поверхность; 2 – полосы выхода на поверхность зоны частичного оплавления; 3 – следы токарной обработки – исходный рельеф поверхности выступа

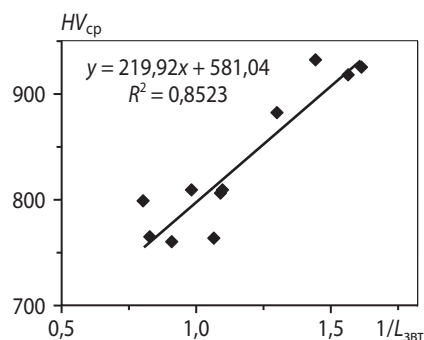


Рис. 5. Аппроксимация зависимости средней величины микротвердости поверхностного слоя по замерам на участке $L = 0 \div 350$ мкм от глубины упрочненной зоны

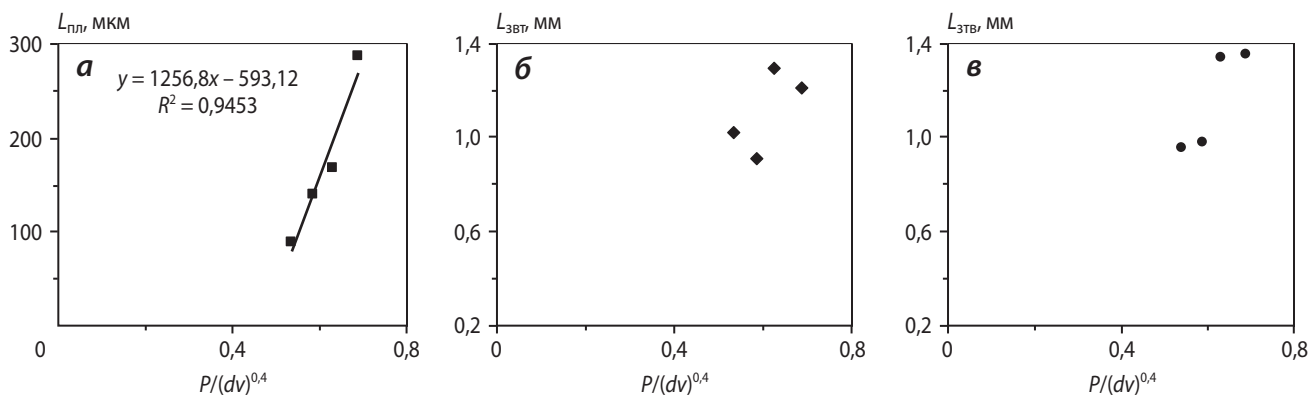


Рис. 6. Зависимости глубин зон полного оплавления (а), высокой твердости (б) и термического влияния (в) от параметра $P/(dv)^{0,4}$

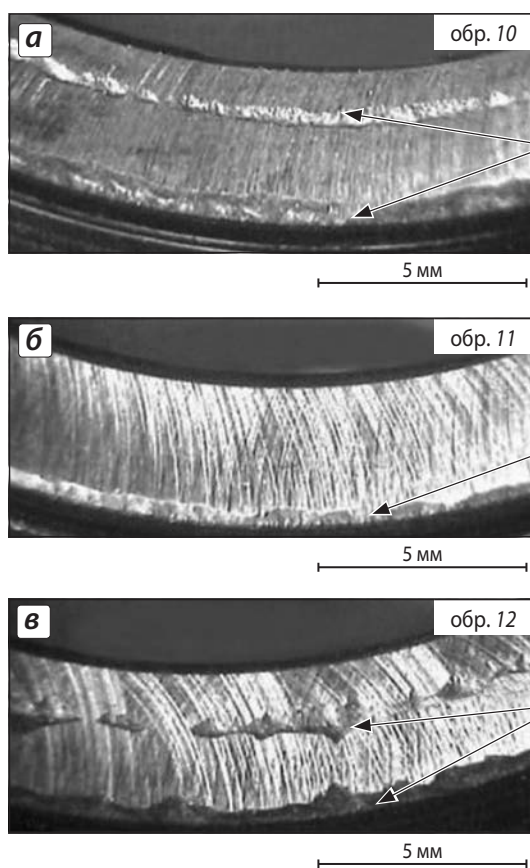


Рис. 7. Изображения поверхности кольцевых выступов после ЛТО по различным режимам и последующей шлифовки. Стрелками показаны канавки выкраивания при шлифовке

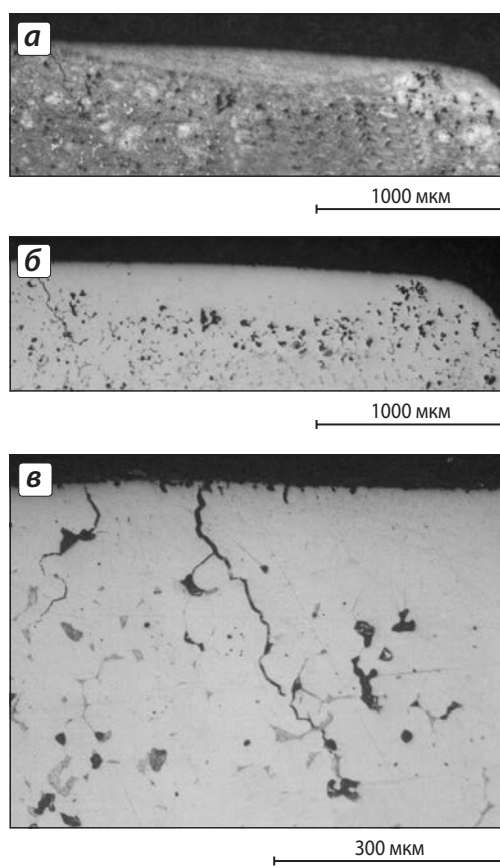


Рис. 8. Структура зоны лазерного воздействия в образце, обработанном по режиму 12

а – травленная поверхность; б – нетравленная; в – вид трещин на границе зоны оплавления

чении скорости перемещения луча. Это достаточно ожидаемый эффект, так как общепринято связывать высокую твердость, достигаемую при лазерной закалке сталей, с высокими скоростями изменения температур. Авторы [15] объясняют данный факт уменьшением размеров кристаллов мартенсита и подавлением процессов его самоотпуска.

Данные о ширине и глубине оплавленной зоны, размерах области термического влияния большей частью укладываются в линейные аппроксимации от параметра $P/(dv)^{0,4}$ (рис. 6). Особенно высока корреляция этого показателя с глубиной зон оплавления; для $L_{зТВ}$ коэффициент корреляции несколько ниже. Вероятно, на влияние параметра

$P/(dv)^{0.4}$ в последнем случае накладывается влияние геометрии выступов вследствие отсутствия теплоотвода в стороны от дорожки в горизонтальных направлениях, которое в случае относительно тонких зон оплавления незаметно.

Возрастание шероховатости поверхности из-за образования характерного рельефа [9] при ЛТО с оплавлением обуславливает необходимость проведения механической обработки поверхности кольцевых выступов. Поэтому была выполнена их шлифовка алмазосодержащим инструментом. Использовали торцевую шлифовальную головку D91 фирмы «Strauss & Co». Согласно ее каталогу размер частиц алмаза в этом инструменте составляет 90–75 мкм, скорость вращения головки – 20000 об/мин, а образца – 200 об/мин, глубина съема за один проход – 0,02 мм.

На рис. 7 приведены изображения поверхности кольцевых выступов после ЛТО по различным режимам и проведения шлифовки. Можно видеть, что на образцах, обработанных по режимам 10 и 12, после шлифовки образуются канавки, по видимому из-за выкрашивания материала в местах с высоким уровнем остаточных напряжений растяжения. Канавки расположены по краям дорожки оплавления, где, согласно данным [13], из-за термических напряжений появляются трещины уже после ЛТО. Более глубокие канавки формируются в ходе шлифовки при наличии более глубоких зон оплавления, например на образце 12. На нем выявлены трещины по краям этих зон (рис. 8).

Таким образом, образование подобных канавок при шлифовке служит индикатором мест расположения высоких растягивающих напряжений. Можно предположить, что при малых глубинах зон оплавления формируются более благоприятные условия распределения остаточных напряжений, так как в этом случае (см. обр. 11 на рис. 7) трещины не обнаружены.

Можно также отметить, что при ЛТО с оплавлением верхней поверхности узких кольцевых выступов характер распределения напряжений имеет отличия по сравнению с аналогичной обработкой пластин, размеры которых значительно превышают ширину дорожек лазерного воздействия.

ВЫВОДЫ

1. При лазерной термической обработке псевдосплава сталь–медь марки ЖГр1Д15 кроме зоны полного оплавления материала образуется область частичного оплавления, которое происходит во включениях меди и примыкающих к ним участках стали.

2. Усредненная микротвердость в поверхностном слое толщиной 350 мкм составляет 750–900 HV и растет при уменьшении глубины упроченной зоны в связи с увеличением при этом скоростей нагрева и охлаждения. Максимальная микротвердость 1000 HV достигается в зоне закалки из твердого состояния в объеме мартенсита, образующегося в перлитных колониях исходного материала сталь–медь.

ЛИТЕРАТУРА

1. Попов В. // Фотоника. 2009. № 4. С. 19–21.
2. Григорьянц А. Г., Сафонов А. Н., Майоров В. С. и др. // Металловедение и терм. обраб. металлов. 1987. № 9. С. 45–49.
3. Толочко Н. К. // Физика и химия обработки материалов. 1995. № 1. С. 94–98.
4. Постников В. С., Томсинский В. С., Палкина Ю. В. // Металловедение и терм. обраб. металлов. 1991. № 11. С. 32–34.
5. Анциферов В. Н., Шмаков А. М., Штенников С. В. // Порошковая металлургия. 1992. № 7. С. 76–79.
6. Сафонов А. Н. // Металловедение и терм. обраб. металлов. 1996. № 2. С. 20–24.
7. Астапчик С. А., Бабушкин В. Б., Ивашко В. С. // Металловедение и терм. обраб. металлов. 1991. № 2. С. 2–5.
8. Крапошин В. С. // Металловедение и терм. обраб. металлов. 1994. № 2. С. 2–5.
9. Гилев В. Г., Морозов Е. А., Денисова А. С., Ханов А. М. // Изв. Самарского научного центра РАН. 2012. Т. 14, № 4 (5). С. 1212–1217.
10. Иванов Ю. Ф., Филимонов С. Ю., Тересов А. Д. и др. // Изв. Томского политехнического университета. 2011. Т. 318, № 2. С. 101–105.
11. Qiu F., Kujanpää V. // *Mechanika (Mechanics)*. 2011. Vol.17, № 3. P. 318–323.
12. Григорьянц А. Г., Васильцов В. В. // Вестн. МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2012. № 6. С. 5–33.
13. Kannatey-Asibu E. *Principles of laser materials processing*. New Jersey, Hoboken: Wiley & Sons. Inc., 2009.
14. Крапошин В. С., Крапошина И. Ф. // Физика и химия обработки материалов. 1989. № 6. С. 19–24.
15. Shiue R. K., Chen C. // *Metall. Trans.* 1992. Vol. 23A. P. 163–170.