УДК 621.785.54

ОСОБЕННОСТИ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКИ КОЛЬЦЕВЫХ ВЫСТУПОВ ИЗ ПСЕВДОСПЛАВА СТАЛЬ-МЕДЬ

© 2014 В.Г. Гилев¹, Н.В. Безматерных¹, Е.А. Морозов², Е.С. Русин¹

¹ ЗАО "Новомет-Пермь", г. Пермь ² Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Поступила в редакцию 06.05.2014

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. Максимальная микротвердость 1000 HV достигается в объеме мартенсита, образующегося в перлитных колониях исходного материала сталь-медь. Показано, что наряду с параметрами лазерной обработки на свойства поверхностного слоя оказывает влияние геометрия образцов.

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

ВВЕДЕНИЕ

Большие технологические возможности открывает лазерная поверхностная упрочняющая обработка сплавов, используемых в машиностроении. При такой обработке обеспечиваются: локальный нагрев с отсутствием или минимальными деформациями и охлаждение за счет отвода тепла в объем материала, как правило, без применения охлаждающих сред. Высокие скорости нагрева и охлаждения, составляющие 10⁴...10⁶ °C/с, приводят к получению высоких физико-механических свойств поверхностных слоев.

Появление мощных лазерных источников волоконного типа актуализирует вопрос об эффективности лазерной закалки с их использованием. Опыт, накопленный ранее при использовании СО₂-лазеров, не может быть перенесен на волоконные источники [1]. В связи с этим возникает необходимость получения данных по лазерной термической обработке материалов на новых видах лазеров: волоконных, дисковых.

Анализ литературы показывает, что наиболее значимыми параметрами, оказывающими влияние на процессы, протекающие при лазерной обработке, и на свойства обработанных материалов, являются мощность лазера, ее плотность и скорость перемещения лазерного луча. Значение также имеет распределение мощности и форма лазерного пучка, длина волны и тип лазера, шероховатость поверхности, свойства и структура обрабатываемого материала. Износостойкость сталей после лазерной обработки зависит от распределения остаточных напряжений. Исследования обычно проводят на модельных образцах простой формы, обычно это пластины [2]. Можно предположить, что более сложная геометрия обрабатываемых объектов может существенно усложнить картину распределения напряжений.

Несмотря на значительное число работ по лазерной термообработке (ЛТО) материалов, влияние ЛТО на отдельные классы материалов, такие например, как псевдосплавы сталь-медь, получаемые методами порошковой металлургии, остается неисследованным. Работы по лазерной обработке порошковых сталей обычно проводятся с целью снижения пористости оплавлением поверхностных слоев пористых материалов или для наплавки-износостойких составов [3-6]. Кроме того, для развития практических применений ЛТО в машиностроении необходимо проведение исследований на более сложных по геометрии объектах.

Настоящая работа посвящена ЛТО псевдосплавов сталь-медь с большим объемным содержанием стальной составляющей, поэтому в ходе исследований может быть привлечен опыт ЛТО сталей. В [7] закалку сталей У9 и У10 проводили при мощности СО₂ лазера 1,5 кВт и скорости 0,75 м/мин (12,5 мм/с) до твердости около 1000 и 1100 HV. Аналогичные результаты неоднократно достигались и другими исследователями, так согласно данным [8] углеродистые стали можно подвергать лазерной обработке, как с оплавлением, так и без оплавления. При этом микротвер-

Гилев Виктор Григорьевич, кандидат технических наук, инженер-исследователь Инженерно-технического центра Департамента инновационных разработок. E-mail: gilev@novomet.ru Безматерных Надежда Викторовна, начальник лаборатории материаловедения. E-mail: Bezmaternih@novomet.ru

Морозов Евгений Александрович, аспирант ПНИПУ.

E-mail: morozov.laser@gmail.com

Русин Евгений Сергеевич, аспирант ПНИПУ.

E-mail: rusin.es@novomet.ru

дость в зоне оплавления увеличивается с повышением содержания углерода (до 0,8-1,0%) и достигает для стали У8 значения 1000 HV, что на 100-150 HV выше, чем при обычной закалке.

По мнению [9], заранее трудно предсказать, к какому структурному изменению в стали или чугуне данного химического состава приведет изменение хотя бы одного из параметров лазерного нагрева. Это можно определить лишь экспериментально, так как влияние параметров на температуру нагрева, размеры зерен аустенита и фазовый состав после закалки неоднозначно [9].

Вместе с тем известны расчетные параметры, которые позволяют оценить температуру нагрева и размеры зон лазерного воздействия. Так доля остаточного аустенита коррелирует с максимальной температурой, которая пропорциональна параметру [9]

$$\frac{P}{\lambda d} \left(\frac{\alpha}{d\nu}\right)^{0.4},\tag{1}$$

N

где P – мощность, ν – скорость перемещения, λ , α – теплопроводность и температуропроводность материала, d – диаметр пятна.

Размеры упрочненной зоны для стали 45 коррелируют с параметром: [9]

$$P/(dv)^{0.4}$$
. (2)

Материалы сталь-медь ранее не подвергали ЛТО за исключением нашей работы [10]. Наиболее близким исследованием скоростной термообработки подобного состава является работа [11], в которой исследовалась сталь 45 после внедрения меди в поверхность обработкой взрывом медной проволоки при пропускании по ней тока с последующей электроннолучевой переплавкой поверхности. В слое материала с 15 об.% дисперсных выделений меди была получена микротвердость 1000 HV.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Состав исследуемого материала 1% С, 15% Си, остальное железо. Образцы имели вид кольцевых выступов шириной 4.5 мм, внешним диаметром 49 мм и высотой ~2,5 мм, выполненных на диске толщиной 2,5 мм из того же материала.

Заготовки образцов получены традиционными методами порошковой металлургии: прессованием смеси порошков железа и графита и спеканием в атмосфере диссоциированного аммиака с одновременной пропиткой медью. Их структура состоит в основном из пластинчатого перлита различной дисперсности, включений меди, небольшого количества феррита, рис.1. Твердость материала после спекания составляет 70-100 HRB, микротвердость обычно в пределах 250-300 HV. Кольцевые выступы на образцах для ЛТО получены токарной обработкой предварительно спеченных заготовок.

Исходная шероховатость поверхности образцов Ra после токарной обработки измерена на приборе профилограф-профилометр Абрис-ПМ7 и при измерении вдоль направления резания составила <0.14 мкм, поперек – <1 мкм.

Для лазерной термической обработки применяли систему OPTOMEC LENS 850-R с волоконным лазером YLR-1000 IPG Photonics с пятном круглого сечения и гауссовым распределением мощности.

Выбор параметров лазерной обработки проводили с учетом данных [10,12] в качестве ориентира. При планировании эксперимента задавали параметры: мощность лазера *W*, плотность

ющности I (
$$I = \frac{W}{S}$$
, $S = \pi d^2$, где d – диаметр

пятна лазерного пучка в месте падения на обрабатываемую поверхность) и скорость перемещения лазерного пучка по поверхности *v*.

Размер пятна регулировали изменением расстояния Z от фокальной плоскости лазера до обрабатываемой поверхности. Для расчета размера пятна использовали формулы, приведенные в [10,13].

Обработку проводили одиночными проходами в среде высокочистого аргона. Условия проведения режимов лазерной обработки приведены в табл.1. Микротвердость измеряли на авто-



Рис. 1. Микроструктура исследуемого порошкового псевдосплава сталь-медь в спеченном состоянии

матическом 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 Olimpus GX-51 при увеличении 50-1000 крат. Состояние поверхности изучали на микроскопе МБС-10.

Для выявления микроструктуры использовали 4% раствор HNO₃.

Глубину зоны термического влияния (ЗТВ) определяли как расстояние до пересечения прямой на уровне 700 HV с графиком распределения микротвердости (L_{3TB}^{-1}), а также как расстояние от поверхности до границы перехода к неизмененной исходной структуре материала (L_{3TB}^{-2}).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Режимы и результаты ЛТО приведены в табл. 1. Средняя микротвердость поверхностного слоя на глубине до 350 мкм колеблется в пределах 765-934 HV, глубина слоя с высокой микротвердостью L_{3тв}¹ – в пределах 0,34-1,25 мм.

На рис. 2. приведены микроструктура (а), распределение микротвердости в поверхностном слое исследуемого материала после обработки лазером (б) по режиму W=1 кВт, W/S=8 кВт/ см², d=3.99 мм, ν =12 мм/с (образец №11). Твердость на поверхности кольцевого выступа, измеренная по методу Роквелла, составляет 55,5 HRC.

Можно выделить как минимум четыре зоны, отличающиеся микроструктурой, рис. 2a, которые хорошо согласуются с графиком распределения микротвердости по глубине, рис. 2б. Зона I толщиной порядка 90 мкм – это зона полного оплавления, в которой, по-видимому, образуется дисперсная смесь участков закаленной стали и выделений меди. Структура зоны полного оплавления в оптическом микроскопе трудно различима, рис. 2в. Накладываются элементы дендритной структуры и структуры мелкоигольчатого мартенсита.

В зоне II происходит частичное оплавление, а именно оплавление вблизи участков медной составляющей исходной структуры, где, как правило, наблюдается залечивание пор за счет миграции жидкой меди. Зона II отличается неоднородной травимостью. Участки вблизи исходных медных включений, которые в ходе лазерной обработки переходили в расплав, обогащены медью и выглядят светлыми, как и зона І. Участки, расположенные дальше от медных включений и которые не подвергались оплавлению или время выдержки которых в оплавленном состоянии было короче, выглядят более темными. В результате образуется пятнистая структура с плавными переходами между темными и светлыми участками, рис. 2г.

Зона III, распространяющаяся по глубине от 150 до 1000 мкм, – это зона закалки на мартенсит из твердого состояния, для нее характерна высокая твердость. В структуре материала этой зоны оста-

| N⁰ | W, | (W/S), | d, мм | V, | Lпл, | L _{3TB} ¹ | L_{3TB}^{2} , | HV** |
|-------|-----|------------------------|-------|------|------|-------------------------------|-----------------|------|
| опыта | кВт | (квт/см ²) | | см/с | МКМ | MM | MM | |
| 1 | 0,9 | 16 | 2,68 | 1,2 | - | 0,94 | | 764 |
| 2 | 0,9 | 8 | 3,79 | 1,0 | - | 1,1 | | 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 |

Таблица 1. Условия проведения и результаты лазерной обработки на кольцевых выступах

Lпл – зона полного оплавления

* ${\rm L_{3TB}}^{\rm 1}$ – глубина слоя с микротвердостью выше, чем 700 HV

* L_{3тв}² – глубина до границы с перлитной структурой

** - средняя величина микротвердости по замерам в диапазоне 0-350 мкм





а – сечение зоны лазерного воздействия, общий вид, б – распределение микроствердости по глубине,
в – структура зоны оплавления, г – пятнистая структура в зоне частичного оплавления,

д – структура перехода от зоны закалки из твердого состояния к основе,

е - пример отпечатка с подповерхностным дефектом структуры

ются дефекты – поры и включения меди, что отражается на распределении микротвердости в виде разброса результатов измерений. Как правило, провалы на кривой микротвердости связаны с наличием под исходной бездефектной поверхностью скрытых дефектов (обычно пор или трещин), которые проявляются в ходе индентирования, рис. 2е.

Зона IV – переходная зона, глубиной примерно 150 мкм, в которой при лазерной закалке происходит видимое изменение структуры, однако температуры нагрева и скорости охлаждения в этой зоне недостаточны для образования мартенсита во всем объеме, твердость в ней постепенно снижается по мере снижения доли мартенсита в структуре до уровня твердости сердцевины (зоны V). Структура зоны IV состоит из мартенсита и участков троостита, видимых в виде темных пятен. Количество троостита растет по мере удаления от поверхности, рис. 2д.

Остальной объем – зона V – это практически неизмененная структура, состоящая в основном из перлита, но отличающаяся несколько повышенной микротвердостью (400 HV), по сравнению с микротвердостью материала в исходном состоянии (250-300 HV).

Следует отметить, что результат, приведенный на рис. 2, один из самых удачных, так как в этом опыте удалось совместить упрочнение на глубину 1 мм с тонким оплавленным слоем при минимальной высоте образовавшегося рельефа на поверхности, рис.3а.

При этом следует понимать, что этот результат есть следствие сочетания режимов ЛТО с определенной геометрией обрабатываемого образца. Даже небольшое изменение типоразмера образца может привести к результату, отличному от приведенного на рис. 2 и рис. За.

Рис. З иллюстрирует влияние геометрии и размеров обрабатываемого лазером объекта. Образцы отличаются незначительным изменением высоты кольцевых выступов, 2,0 и 2.5 мм.

На поверхности образца с высотой кольцевого выступа 2,0 мм после ЛТО (рис. За) можно видеть полоску оплавления с достаточно гладкой поверхностью шириной ~ 1,5 мм, что связано с небольшой глубиной оплавления. Результаты исследования этого образца приведены на рис. 2. С двух сторон наблюдаются полоски с мелким рельефом. Это участки частичного оплавления, в которых стальной каркас сохраняет свою связность, а участки вблизи медных включений оплавляются. На рис.Зб приведена поверхность образца с высотой



Рис. 3. Вид поверхности кольцевого выступа после ЛТО по режиму №11:

а – высота выступа 2,0 мм, б – высота выступа 2,5 мм (на образце пробовали провести токарную обработку)

кольцевого выступы 2,5 мм после ЛТО по тому же самому режиму. Увеличение высоты выступа на 20% привело к существенному затруднению отвода тепла от обрабатываемой поверхности и обеспечило более глубокое проплавление поверхностного слоя с образованием глубокого рельефа.

Наиболее высокая микротвердость порядка 1000 HV получена в слоях на глубине порядка 0,4 мм в образцах №3 и №6, а также в образце №8. Близки к ним показатели образцов №5 и №7. Все они отличаются сравнительно небольшой величиной глубины зоны высокой твердости.

По результатам, приведенным в табл. 1, явно просматривается обратно пропорциональная зависимость между микротвердостью поверхности и глубиной упрочненной зоны. Для аппроксимации также хорошо подходит квадратичная зависимость HV от L, рис.4. Это связано с более высокой скоростью охлаждения в образцах, имеющих меньшую глубину упрочненной зоны.



Рис. 4. Аппроксимация зависимостей микротвердости поверхностного слоя от глубины упрочненной зоны L:

а – обратно пропорциональная зависимость, б – аппроксимация зависимости HV-f(L) полиномом второй степени

В связи с тем, что при ЛТО с оплавлением возрастает шероховатость поверхности [9], в настоящей работе опробовали возможности различных видов механической обработки. Удовлетворительный результат дала только шлифовка, для которой использовали алмазосодержащий инструмент (торцевую шлифовальную головку) D91 фирмы Strauss Co. Согласно каталогу фирмы размер частиц алмаза в этом инструменте – 90-75 мкм. Скорость вращения головки- 20000 об/ мин, скорость вращения образца – 200 об/мин, глубина съема за один проход – 0.02 мм.

На рис.5 приведен вид поверхности кольцевых выступов после ЛТО по различным режимам и шлифовки. Можно видеть, что на образцах, обработанных по режимам №10 и №12, на поверхности после шлифовки образуются канавки. Причем на образце №12 глубина и ширина канавок периодически изменяется по траектории. На образце №11 обнаруживается только следы подобных разрушений на внешнем краю выступа.

Сопоставление видимой картины после шлифовки с размерами пятна лазера и размерами зон оплавления, приводит на мысль, что канавки образуются в местах наибольших остаточных напряжений растяжения. Более выраженные канавки образуются в ходе шлифовки при наличии глубоких зон оплавления.

Таким образом, образование подобных канавок при шлифовке служит индикатором мест расположения высоких растягивающих напряжений. Следует отметить, что при малых глубинах зон оплавления формируется более благоприятные распределения остаточных напряжений. Наиболее высокие термические напряжения образуются вблизи зон оплавления, что согласуется с данными [13] о возможности образования трещин в этих зонах уже на стадии ЛТО. Можно также предположить, что при ЛТО с оплавлением верхней поверхности узких кольцевых выступов распределение напряжений имеет отличия по сравнению с аналогичной обработкой пластин, размеры которых значительно превышают ширину дорожек лазерного воздействия.

Металлографические исследования выявили образование трещин на границе зоны оплавления в образце, обработанном по режиму 12, рис.6. Лазерная дорожка была смещена от центра. Трещины образованы краю, видимой на поверхности дорожки оплавления, причем на той стороне дорожки, которая расположена почти в середине кольцевого выступа. А с другой стороны, вблизи края выступа термические напряжения имеют меньшую величину, и трещины не образуются.

Можно также отметить асимметрию зоны полного оплавления, видимой на травленном шлифе, рис.6а, и суммарной зоны полного и час-





тичного оплавления, видимой на нетравленом шлифе в виде зоны, в которой отсутствуют поры, рис.66.

Эта асимметрия является следствием смещения траектории движения центральной части луча от срединной линии выступа. Теплоотвод с правой части облученной зоны в этом случае затруднен из-за близости правого края выступа, поэтому наиболее глубокая часть зоны оплавления смещена вправо. Траектория распространения трещин проходит в основном по границам зерен (межчастичным контактам), порам и включениям меди, рис.5в.

Данные о ширине и глубине оплавленной зоны укладываются в линейные аппроксимации от параметра Р/(d*V)^{0.4}, рис.7а. Корреляция этого параметра с размерами зоны высокой твердости значительно хуже, рис.76.

На рис. 6. интересно сопоставить размеры зоны полного оплавления, видимой на травленом шлифе, рис.6а и суммарной области зон полного и частичного оплавления, видимой на нетравленом шлифе рис.6б в виде области, в которой поры полностью залечены в ходе ЛТО. Суммарная область заметно превышает зону полного оплавления по размерам. Это еще одно доказательство существования зон частичного оплавления.

Вероятно, что на влияние параметра Р/



Рис. 6. Структура зоны лазерного воздействия в образце, обработанном по режиму №12: а – травлено; б – нетравлено; в – вид трещин в области на границе зоны оплавления



Рис. 7. Зависимости глубины зоны полного оплавления (а), глубины зоны высокой твердости (б) от параметра P/(d*v)^{0.4}

(d*v)^{0.4} в последнем случае накладывается влияние геометрии выступов вследствие отсутствия теплоотвода в стороны от дорожки в горизонтальных направлениях, а в случае относительно тонких и сравнительно узких зон оплавления это влияние незаметно.

выводы

1. При лазерной термической обработке псевдосплава сталь-медь ЖГр1Д15 кроме зоны полного плавления образуется обширная зона частичного оплавления, в которой оплавление происходит в объемах вблизи низкоплавкой составляющей (меди) в исходной структуре.

2. Усредненная микротвердость в поверхностном слое толщиной 350 мкм (зоны оплавления и частичного оплавления) составляет 750-900 HV и растет при уменьшении глубины упрочненной зоны:

3. Максимальная микротвердость 1000 HV достигается в зоне закалки из твердого состояния в объеме мартенсита, образующегося в перлитных

колониях исходного материала сталь-медь.

4. Геометрия обрабатываемой детали наряду с параметрами ЛТО оказывает существенное влияние на результат: размеры и геометрию зоны оплавления и зоны лазерного воздействия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Попов В. Лазерное упрочнение сталей: сравнение волоконных и CO₂-лазеров // Фотоника. 2009. №4, С.19-21.
- Распределение остаточных напряжений на поверхности сталей, упрочненных непрерывным CO₂-лазером / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов, В.С. Майоров и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1987. №9. С.45-49.
- Толочко Н.К. Применение лазеров в порошковой металлургии // Физика и химия обработки материалов. 1995. №1. С. 94- 98.
- Лазерное упрочнение порошковой стали ЖГр0,5Д3Л0,3 / В.С. Постников, В.С. Томсинский, Ю.В. Палкина // МиТОМ. 1991. №11. С. 32-34.
- 5. Закономерности формирования структуры и свойств порошковых углеродистых сталей при лазерном тер-

мическом модифицировании. Сообщение І. Структура модифицированных сталей / В.Н. Анциферов, А.М. Шмаков, С.В. Штенников // Порошковая металлургия. 1992. №7. С. 76-79.

- Лазерная обработка спеченной порошковой стали СПН14А7М5 / А.В. Маранц, Ж.А. Сентюрина, И.А. Ядройцева, В. К. Нарва, И. Ю. Смуров // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2013. №2. С.19-25.
- Сафонов А.Н. Структура и микротвердость поверхностных слоев железоуглеродистых сплавов после лазерной закалки // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. №2. С.20-24.
- Структурные и фазовые превращения в сталях и сплавах при лазерной термической обработке / С.А. Астапчик, В.Б. Бабушкин, В.С. Ивашко // Металловедение и термическая обработка металлов. 1991. №2 С.2-5.
- Крапошин В.С. Влияние остаточного аустенита на свойства сталей и чугунов после поверхностного оплавления // Металловедение и термическая обработка металлов. 1994. №2. С.2-5.

- Исследование микроструктуры и рельефа поверхности при лазерной термической обработке тонкостенного цилиндра из порошкового псевдосплава стальмедь / В.Г. Гилев, Е.А. Морозов, А.С. Денисова, А. М. Ханов // Известия Самарского научного центра РАН. 2012. Т 14. № 4 (5). С.1212-1217.
- Легирование поверхности углеродистой стали медью путем электрического взрыва проводника и последующей электронно-пучковой обработки / Ю.Ф. Иванов, С.Ю. Филимонов, А.Д. Тересов и др. // Известия Томского политехнического университета. 2011. Т. 318. № 2. С. 101-105.
- Qiu F., Kujanpää V. Transformation hardening of medium-carbon steel with a fiber laser: the influence of laser power and laser power density // Mechanika (Mechanics). 2011. Vol. 17. No.3. P. 318-323.
- Григорьянц А.Г., Васильцов В.В. Пространственная структура излучения мощных волноводных и волоконных лазеров для технологий // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. "Машиностроение". 2012 №6. С.5-33.
- 14. Kannatey-Asibu Jr. E. Principles of laser materials processing // Wiley, 2009. 838 p.

LASER HARDENING FEATURIES OF ANNULAR LEDGES MADE FROM POWDER PSEUDO-ALLOY STEEL-COPPER

© 2014 V.G. Gilev¹, N.V. Bezmaternykh¹, E.A. Morozov², E.S. Rusin¹

¹ JSC "Novomet-Perm", Perm ² Perm National Research Polytechnical University

Results of researches of a microstructure and microhardness of surface layer of ring ledges from a powder pseudo-alloy steel-copper after carrying out laser heat treatment by the 1 kW fiber laser are given. The maximum microhardness to 1000 HV in volume of the martensite which is forming in perlitny colonies of an initial material steel-copper is reached. The geometry of samples has impact on results along with parameters of laser processing.

Key words: laser heat treatment, laser hardening, powder metallurgy, pseudo-alloy steel-copper, microstructure, micro-hardness

Victor Gilev, Candidate of Technics, Research Engineer Engineering and Technology Center of the Department of innovation. E-mail: gilev@novomet.ru Nadezhda Bezmaternykh, Head of Laboratory of Materials. E-mail: Bezmaternih@novomet.ru Evgeny Morozov, Graduate Student. E-mail: morozov.laser@gmail.com

Evgeny Rusin, Graduate Student. E-mail: rusin.es@novomet.ru