

Комплекс механизмов упрочнения металлических материалов при импульсной лазерной обработке

А. В. Бровер

Экспериментальными исследованиями выявлен комплекс факторов, действующих в металлических материалах при лазерном облучении. Показано, что совместное действие различных механизмов упрочнения способствует определенной самоорганизации структуры, приводящей к формированию нетривиальных свойств поверхностных слоев. Подтвержден эффект локальной пластической деформации зон лазерной обработки, которая вносит значительный вклад в эффект упрочнения.

Введение

Среди большого разнообразия упрочняющих методов заметное место принадлежит импульсной лазерной обработке (закалке и легированию), однако данный способ распространен недостаточно широко. Это связано со сложностью и недостаточной изученностью процессов структурных и фазовых превращений, происходящих в упрочняемых зонах различных материалов, что не позволяет считать этот вид обработки универсальным технологическим процессом.

В основе импульсной лазерной обработки лежит использование для нагрева материалов теплового источника высокой энергонасыщенности, плотность мощности которого составляет сотни МВт/м², а время действия не выходит за пределы миллисекундного диапазона. При этом достигаются гипервысокие (10⁶ град/с) скорости нагревания до закритических температур при наличии значительных температурных градиентов по глубине, обеспечивающих за счет отвода тепла в “холодную” массу по механизму теплопроводности охлаждение со скоростями 10⁴–10⁶ град/с [1, 2].

В результате специфических тепловых процессов на поверхности обрабатываемых сталей фиксируется закаленная зона, обладающая высокодисперсным кристаллическим строением, пониженной травимостью. Глубина этой зоны зависит от плотности мощности теплового источника, длительности его

воздействия, теплофизических характеристик материалов и составляет 0,1–0,18 мм.

Природа упрочнения инструментальных и конструкционных сталей после воздействия лазерного излучения обусловлена уникальной морфологией сосуществующих фаз и особым способом структурной организации, в частности, повышенной плотностью дефектов кристаллического строения, дисперсностью блоков, концентрационной неоднородностью и т.д. Это обеспечивает аномально высокую твердость обработанных поверхностей (10–12,5 ГПа), а также оказывает положительное влияние на основные эксплуатационные свойства — теплостойкость, износостойкость, сопротивление процессам схватывания, коррозионную стойкость.

Следует отметить, что наряду с $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перекристаллизацией импульсная лазерная обработка приводит к появлению термических напряжений (обусловленных различием удельных объемов и коэффициентов линейного расширения сосуществующих фаз), релаксирующих за счет образования, движения и взаимодействия дислокаций. Таким образом, особый вклад в упрочнение сплавов вносит высокотемпературная локальная пластическая деформация, приводящая к особому дислокационному строению с повышенной дисперсностью блоков как в процессе облучения, так и впоследствии при фиксации неравновесных структур.

В настоящей работе сделана попытка формулирования концепции о механизме нетривиального

структурообразования и о физических процессах, протекающих в зонах воздействия лазерного излучения на металлы, с учетом роли явления структурной наследственности, возникновения значительных температурных градиентов, приводящих к локальной пластической деформации, а также степени релаксации последствий наклепа.

Методики проведения исследований

Материалы для исследований: стали У10А, У12, 9ХС, ХВГ, Х12М, Х12Ф1, ШХ15, Р6М5, сталь 45, а также “модельные” материалы — медь, никель, стали 12Х18Н9Т и 08Х13.

Импульсная лазерная поверхностная обработка осуществлялась на технологических установках “Квант-16”, “Квант-18” при изменении плотности мощности излучения в пределах 80 – 200 МВт/м² путем дефокусировки луча (3 – 6 мм) и варьированием длительностью импульса излучения ($3 \cdot 10^{-3}$ – $6 \cdot 10^{-3}$ с).

Поверхностной обработке подвергали не менее чем по 7 образцов размерами 10×10×15 мм для каждого варианта упрочнения. При измерениях различных величин определяли их средние значения, среднеквадратические отклонения и доверительные интервалы при уровне надежности $P=0,95$ (критерий Стьюдента составлял 2,447).

Просмотр микроструктур проводили на поперечных и продольных шлифах на микроскопах МИМ-7 и “Neophot-21”. Исследования тонкой структуры обработанных слоев проводили на электронном микроскопе ЭММА-4 при увеличениях 15000 – 20000 по методу фольг, в основе которого лежит формирование изображения по дифракционному контрасту.

Измерения микротвердости осуществляли на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 0,49 Н. При этом придерживались стандартных правил размещения отпечатков, согласно которым минимально допускаемое расстояние между центрами соседних отпечатков составляло 30 мкм, от центра отпечатка до края образца — 20 мкм.

Наблюдение “линий” (“ступенек”) сдвига, возникших при микролокальной пластической деформации лазерно-облученных слоев, и измерение их величины производили с использованием микроинтерферометра Линника (МИИ-4М).

Идентификацию фазового состава в зонах термовлияния производили методом дифракционного рентгеновского анализа по глубине, после электролитического полирования образцов и металлографического контроля структуры изучаемой

поверхности. Исследования осуществляли на дифрактометре ДРОН-0,5 в фильтрованном FeK_{α} -излучении с регистрацией интенсивности сцинтилляционными счетчиками. Съемка профилей рентгеновских линий велась в режиме непрерывной записи со скоростью 1 град/мин.

Обсуждение результатов

Экспериментально установлено [3], что вследствие неравномерного распределения энергии по сечению лазерного пучка облученные зоны металла имеют гетерогенное строение. В центральной части пятна поглощается максимальное количество энергии, достигается максимальная температура нагрева, снижающаяся к периферии облученной области.

Следует отметить, что пониженная травимость лазерно-закаленной структуры может быть результатом протекания динамической полигонизации [4, 5], в результате релаксации тепловых напряжений, с формированием мельчайших субзерен (наноструктурный эффект) с развитой поверхностью границ, имеющих низкую энергию.

Зоны упрочненного пятна различаются морфологией. Центральная, оплавленная зона, глубиной 5 – 20 мкм, имеет дендритно-ячеистое строение и содержит α -, γ -фазы и некоторое количество нерастворившихся карбидов, причем количество γ -фазы достигает 30 – 90% в зависимости от химического состава облучаемой стали.

В поперечном сечении столбчатые кристаллы выглядят как равноосные зерна, состоящие из отдельных блоков, ориентированных определенным образом в пределах каждого зерна, то есть центральная часть пятна имеет мозаичную субструктуру. Подобная картина фиксируется не только на сталях, но и на любых металлических материалах, обработанных импульсным лазерным лучом. Примером служат результаты металлографических исследований образцов из никеля (рис. 1а), в зонах облучения которых особенно отчетливо выявляются описываемые эффекты вследствие большей плотности упаковки кристаллической решетки и большей склонности к деформации.

Исследованиями установлено, что в зонах лазерной закалки из жидкого состояния температурные и концентрационные градиенты вызывают высокую степень неравновесности жидкой фазы, бифуркационную неустойчивость расплава и переход ламинарного течения жидкости к турбулентному. Возникающие при этом вихри обеспечивают на разных масштабных уровнях диссипацию энергии, аномальные потоки массопереноса и



a



б

Рис. 1. Дендрито-ячеистое строение оплавленной зоны на никеле: *a* — в обычном металлографическом микроскопе; *б* — то же место, наблюдаемое в интерференционном микроскопе (×400).

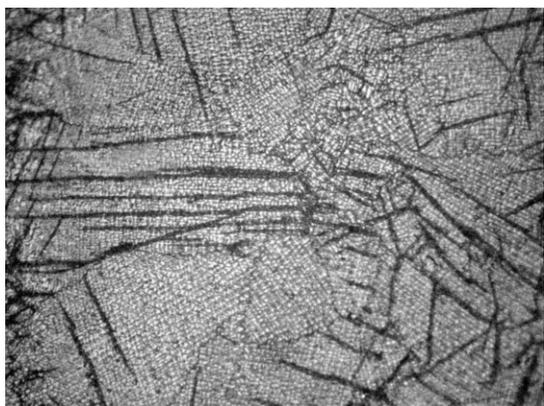


Рис. 2. “Игольчатое” строение зоны лазерной закалки из жидкого состояния на стали Р6М5, ×500.

диспергирование растущих кристаллов. Подтверждением сказанному служат исследования структуры с использованием микроинтерференционного микроскопа МИИ-4М — смещение интерференционных полос на возникающем рельефе поверхности в центральной части пятна (рис. 1б).

Одной из особенностей строения оплавленной зоны является искривленность границ зерен в виде зубчатости (рис.2), которая видимо является следствием миграции границ за счет возникающих при лазерной обработке значительных напряжений и пластической деформации в микрообъемах. Следует отметить, что в случае лазерного оплавления поверхности металла, то есть когда в центральной части пятна возникает слой застывшего расплава, основным источником деформаций являются термические напряжения при кристаллизации, а также напряжения, возникающие на границе зоны расплава и твердого металла при кристаллизации.

Тепловое травление этой зоны (нагрев до температур 100 – 500°C с выдержкой 1 – 4 часа) позволило выявить ее “игольчатое” строение (рис.2). Электронномикроскопические исследования показали, что каждая “игла” отгнана внешне декорирующими ее карбидами. Видимо, “иголки” представляют собой преимущественное выделение карбидов в легированных сталях вдоль линий сдвигов и полос скольжения, приводящее к формированию текстуры выделений.

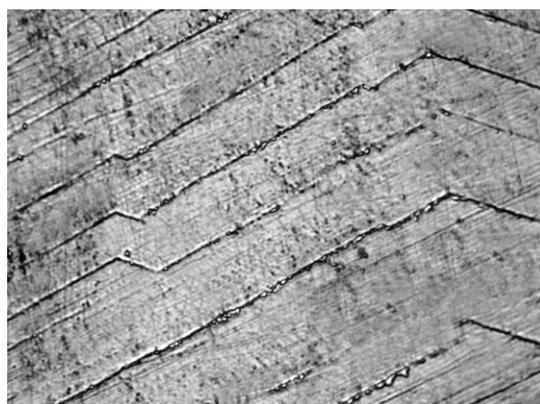
Таким образом, при лазерной обработке с оплавлением поверхности после быстрого поглощения энергии лазерного импульса следует расширение нагретой области, окруженной большой массой холодного исходного металла, то есть возникает неравномерное термическое расширение при большом градиенте температур. Этот процесс в совокупности с локальными изменениями объема при полиморфных $\alpha \leftrightarrow \gamma$ переходах приводит к появлению в нижележащей (второй) зоне облученного пятна термических напряжений, релаксирующих за счет образования, движения и взаимодействия дислокаций.

Нахождение следов пластической деформации в процессе облучения является трудной задачей. По абсолютной величине пластические деформации невелики из-за кратковременности действия лазерного импульса, и на большинстве материалов явно не наблюдаются обычные деформационные эффекты (изменение формы зерен, образование двойников и полос деформации). Однако, при исследовании “модельных” сплавов, имеющих однофазную структуру или структуру с небольшим количеством второй фазы, удается доказать, что эффект пластической деформации существует.

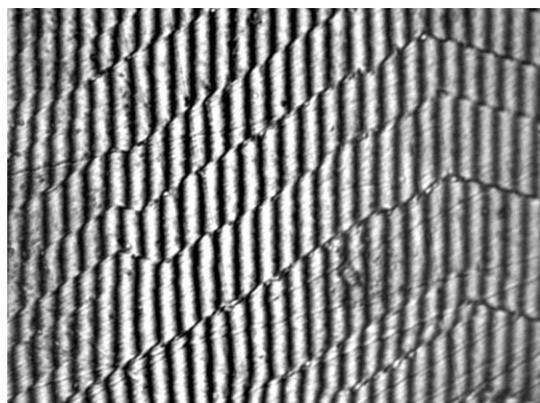
Для исследования в настоящей работе выбраны медные и никелевые сплавы, а также техническое железо, содержащее мало углерода. Образцы имели полированную поверхность для изучения следов скольжения и поворота зерен.

Установлено, что около оплавленной зоны (в зоне термического влияния) наблюдается деформационный рельеф и поворот зерен. Эти явления связаны с суммированием микроперемещений большого числа дислокаций в своих плоскостях скольжения, что приводит к образованию макросдвигов, проявляющихся на поверхности полированных образцов в виде линий или полос скольжения и рельефных границ зерен. Причем можно наблюдать следы скольжения нескольких систем, характер которых свидетельствует о высокоскоростном протекании пластической деформации [5, 6].

Таким образом, с помощью подбора материалов и условий облучения удается доказать существование локальной пластической деформации при обработке металлов концентрированным потоком энергии. В зонах лазерного облучения сплавов возникает сложное напряженное состояние, сопровождаемое релаксационными процессами уменьшения локализованных напряжений и массопереноса. В результате образуются сложнодеформированные дислокационные диссипативные структуры.



а



б

Рис. 3. Линии скольжения на меди после лазерной обработки, наблюдаемые в обычном микроскопе (а) и в интерференционном микроскопе (б), $\times 700$.

Деформация осуществляется за счет выраженного поперечного скольжения в зерне (рис.3а). В большой полосе скольжения (длиной $L = 10^{-2}$ мм) число дислокаций, скапливающихся на кромках (у препятствий), достигает высоких значений порядка $n \approx 1000$ [7]. Вокруг таких горизонтальных дислокационных групп будет действовать поле высоких напряжений, направленное против источника и вызывающее торможение в соседних плоскостях скольжения. Из-за больших скоплений дислокаций возможен изгиб и поворот полос скольжения, что также приводит к торможению движущихся дислокаций и к упрочнению.

При использовании полученных на “модельных” сплавах результатов в настоящей работе сделана попытка определения напряжений сдвига, вызывающих пластическую деформацию металла в зонах лазерной обработки.

Вдоль границ зерен на поверхности образуются v -образные выступы, связанные с необходимостью аккомодации разной по величине деформации в соседних зернах. Развитие сильного поверхностного рельефа, обусловленного скольжением и образованием сбросов внутри зерен, является следствием структурных изменений при локальной пластической деформации вследствие воздействия КПЭ. Измерив величину смещения интерференционных полос равной толщины можно судить о величине напряжений сдвига, вызывающих локальную пластическую деформацию на поверхности облученного пятна.

Как видно на рис.3б, на линии скольжения появляется смещение интерференционных линий. Измерялась величина этих смещений (Δ), затем вычислялась высота ступеньки (h), образующейся на линии скольжения, из выражения:

$$h = \frac{\lambda \Delta}{2 l},$$

где λ — длина волны монохроматического излучения; Δ — смещение; l — расстояние между полосами интерференции.

Высота ступеньки h пропорциональна числу дислокаций, исходящих из действующего дислокационного источника nb (где n — количество дислокаций, вышедших на поверхность, b — вектор Бюргерса). Однако, вероятность того, что выход дислокаций произошел перпендикулярно плоскости наблюдения, мала. Принимая наиболее удобный для наблюдения интерференционной картины угол выхода равным 45° [8], получаем ступеньку, образующуюся на линии скольжения, в виде равно-стороннего прямоугольного треугольника с гипотенузой, равной h . Тогда действительная высота

ступеньки (катет треугольника): $h_1 = \frac{h}{\cos 45^\circ}$. В итоге получаем:

$$nb = h_1 = \frac{2h}{\sqrt{2}}. \quad (1)$$

Упругая деформация, предшествующая скольжению в кристалле, равна τ/G , где τ — приложенное напряжение, G — модуль сдвига. Когда начинается скольжение, упругая деформация релаксирует в области диаметром $2L$, где L — длина линий скольжения дислокаций [7].

Предполагая полный переход суммарной упругой деформации ($2L\tau/G$) в пластическую, равную при распространении n дислокационных петель величине nb , получим

$$nb = \frac{2L\tau}{G}, \quad (2)$$

где b — вектор Бюргера.

Таким образом, используя выражения (1) и (2), расчетным путем можно определить напряжение сдвига (τ), вызывающее пластическую деформацию (принимая $L = 10^{-2}$ мм).

Результаты вычислений в сравнении с практическими (справочными) значениями предела текучести приведены в таблице. Разброс расчетных значений связан с большим количеством измерений. Несмотря на это, результаты показывают, что величина напряжений сдвига, вызывающих локальную пластическую деформацию на поверхности облученного пятна, намного превышает предел текучести сплавов. Данное отличие связано с релаксацией напряжений путем пластической деформации по мере достижения предела текучести материала.

Таблица

Расчетные значения напряжения сдвига в лазерно-облученных слоях “модельных” материалов

Материал	Напряжение сдвига τ , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа
Медь	320,9 – 423,8	40 – 80
Никель	311,7 – 578,4	120 – 160
Техническое железо	519,6 – 607,8	120
Сталь 08X13	410,7 – 547,6	205
Сталь 12X18H9T	386,5 – 485,3	195 – 205

Отдельно следует выделить роль включений различного состава исходной структуры в формировании структуры и свойств лазерно-закаленных слоев, особенно на легированных сталях. Включения, являясь концентраторами напряжений и способствуя локализации релаксационных процессов в результате

зарождения и развития деформационных потоков вдоль межфазных границ и в прилегающих участках матрицы сталей, вызывают формирование дальнедействующих полей напряжений, сопровождающиеся локализацией возникновения диссипативных структур и свидетельствующее о процессах самоорганизации в системе включение – матрица.

При проведении металлофизических экспериментов установлено, что энергия лазерного луча оказалась достаточной для оплавления тугоплавких и плавления легкоплавких включений карбидов в легированных сталях, а также для развития процессов массопереноса через границы раздела включение – матрица. Зоны матрицы, прилегающие к включениям, насыщаются при этом компонентами включений, которые фиксируются при резком охлаждении в твердом растворе. Видимо, вблизи включений в момент лазерного воздействия происходят релаксационные микропластические процессы деформационного происхождения, а при охлаждении — релаксация термических напряжений.

Кроме того, при оплавлении включений часть расплавившихся включений при быстром охлаждении может затвердеть как тонкие аморфные пленки, что вносит дополнительный вклад в общее упрочнение стали при лазерной обработке.

Металлографические исследования сталей показали: поскольку в зоне лазерного воздействия повышается температура, с высокой скоростью происходят рекристаллизационные процессы, имеющие динамический характер и определяющиеся типом стали и ее исходным состоянием; возможны динамическая полигонизация, первичная, вторичная и собирательная рекристаллизация.

В частности, установлено, что в зонах лазерного облучения на образцах из технического железа (малоуглеродистая сталь) наблюдается значительное повышение твердости (2800 – 3200 МПа) по сравнению с исходной структурой с твердостью 1000 МПа. В этом случае структура металла около оплавленной зоны отличается мелкозернистостью — средний диаметр зерен 3 – 20 мкм (в исходной структуре — 80 – 100 мкм) [6]. Подобный эффект соизмерим с деформационным упрочнением с высокими степенями обжата. Измельчение зерна и повышение твердости облученного технического железа объясняется фазовым наклепом при $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перекристаллизации, пластическим деформированием под действием термических напряжений и последующей рекристаллизацией [9].

Следует отметить, что при облучении высоколегированных сталей типа Р6М5 в зоне лазерной закалки из твердого (аустенитного) состояния

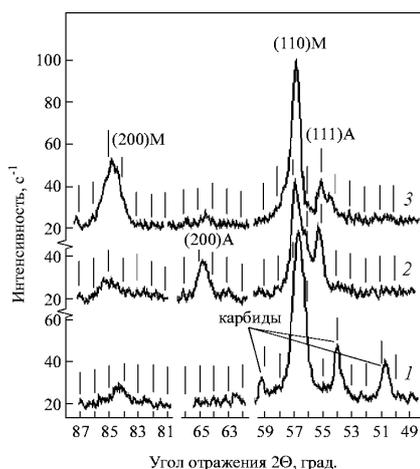


Рис. 4. Фрагменты рентгенограмм поверхностных слоев на стали Р6М5 после объемной термообработки (1), лазерной закалки с плотностью мощности излучения $q = 80 \text{ МВт/м}^2$ (2) и $q = 200 \text{ МВт/м}^2$ (3).

наблюдаются границы аустенитных зерен и нерастворенные карбиды. Твердость металла в этой зоне достигает 9,5 – 11 ГПа. Рентгеноструктурный анализ зон облучения показал, что при обработке без оплавления поверхности рефлексы основных фаз сталей, закаленных из твердого состояния, имеют на дифрактограммах размытый профиль (рис.4). Это связано с искаженностью структуры, ее неоднородностью, повышенной плотностью дефектов, возникающих из-за высоких скоростей нагрева и охлаждения, значительных температурных градиентов в материале, а также в результате фазового наклепа при $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перекристаллизации. Так, для быстрорежущих сталей размеры блоков металла в зонах лазерной обработки составляют $(0,33 - 0,57) \cdot 10^{-5}$ см против $3,0 \cdot 10^{-5}$ см в исходной структуре. Плотность дислокаций при этом достигает $(9 - 30) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ против исходной, не превышающей $0,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Кроме того, особенностью рентгенограмм упрочненных слоев является то, что профиль рефлекса α -фазы не имеет ярко выраженного дублета тетрагональности (рис.4). Это может быть связано с его высокой неоднородностью, возникающей при частичном растворении карбидов исходного металла.

Проведенные исследования поверхностных слоев стали 45 после лазерной обработки показали, что микротвердость участков мартенсита на месте бывших перлитных зерен составляет 8200 – 8500 МПа, а бывших ферритных зерен 3200 – 3500 МПа при исходной твердости 1000 МПа. Такое увеличение твердости феррита объясняется его наклепом при фазовой перекристаллизации и деформированием, обусловленным объемными изменениями соседних зерен, претерпевших мартенситное превращение.

Значительный интерес представляет изучение причин достижения anomalно высокой твердости (до 11 ГПа) стали 45 после двойной закалки — сначала обычной, затем локальной лазерной. При высокоскоростном лазерном нагреве мартенсита закалки или мартенсита низкого отпуска происходит обратное мартенситное превращение ($M \rightarrow A$). Таким образом, в стали происходят 3 мартенситных превращения — 2 прямых и 1 обратное. Наряду с локальной пластической деформацией фазовый наклеп приводит к резкому возрастанию плотности дислокаций и других дефектов кристаллических решеток, что способствует повышению твердости и износостойкости стали.

Результаты рентгеноструктурных исследований (рис.4) показали, что при закалке легированных сталей из твердого (аустенитного) состояния в облученном слое фиксируется 30 – 50% остаточного аустенита. Несмотря на это эксперименты показали, что уровень твердости зоны лазерной закалки выше твердости стали после объемной закалки, что связано с присутствием необычных по свойствам фаз, формирующихся при скоростном нагреве.

Замечено, что при лазерной закалке без оплавления поверхности наблюдается уширение дифракционных линий аустенита $(200)_\gamma$ и $(311)_\gamma$ интегрально отражающих плотность и распределение дислокаций. Это вызвано усилением фазового наклепа γ -фазы при увеличении количества мартенсита лазерной закалки, ростом уровня микронапряжений и вероятности образования деформационных дефектов упаковки вследствие мартенситного превращения.

С ростом количества аустенита в облученных зонах физическое уширение линий уменьшается. Это может быть связано с некоторым уменьшением пластической деформации γ -фазы, являющейся следствием давления жесткого мартенситного “каркаса”.

Следует отметить, что при лазерной закалке сталей увеличение вероятности формирования деформационных дефектов упаковки в остаточном аустените, возможно, подготавливает процесс образования ϵ -карбида и делает его более легко осуществимым при отпуске. При этом зарождение ϵ -карбида в остаточном аустените облегчается в связи с наличием общих кристаллографических плоскостей с идеальным сопряжением, а также дефектов упаковки с ГПУ-структурой.

Заключение

Лазерное излучение в зависимости от его параметров (энергии, длительности и формы импульса),

а также от теплофизических характеристик и структурного состояния обрабатываемого материала позволяет реализовать в поверхностных слоях различные процессы. В результате эффект упрочнения сталей достигается не только мартенситным превращением, растворением карбидов, насыщением матрицы их компонентами, микрохимической неоднородностью, но и высокотемпературным наклепом, повышением плотности дефектов кристаллического строения и пластическими сдвигами. Все эти факторы действуют одновременно, и разделить их влияние при исследовании сталей, подвергаемых лазерной обработке, не всегда представляется возможным.

Литература

1. Миркин Л.И. Физические основы обработки материалов лучами лазера. М.: МГУ, 1975. 383 с.
2. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Методы поверхностной лазерной обработки. М.: Высшая школа, 1987, 187 с.
3. Бровер А.В. Структурные особенности процесса поверхностного упрочнения стали концентрированными потоками энергии. *Материаловедение*, 2005, №9, с.18 – 23.
4. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. М.: Машиностроение. 1987. 254 с.
5. Бровер А.В. Проявление эффектов локальной пластической деформации в поверхностных слоях стали при обработке концентрированными потоками энергии. *Упрочняющие технологии и покрытия*, 2006, №7, с.27 – 31.
6. Бровер А.В., Дьяченко Л.Д. К вопросу о локальной пластической деформации при поверхностной обработке металлических материалов концентрированными потоками энергии. *Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Технические науки*, 2005, №4, с.66 – 69.
7. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия. 1977, 432 с.
8. Золотаревский В.С. Механические испытания и свойства металлов. М.: Металлургия. 1983, 350 с.
9. Данильченко В.Е., Польшук Б.Б. Лазерное упрочнение технического железа. *Физика металлов и материаловедение*, 1998, т.86, №4, с.124 – 128.

Бровер Андрей Владимирович — Донской государственный технический университет (г. Ростов-на-Дону), кандидат технических наук, доцент. Специалист в области материаловедения, упрочнения поверхности металлических материалов концентрированными потоками энергии.