

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ

УДК 621.7(075.8)

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ЛАЗЕРНОМ УПРОЧНЕНИИ

Л.Е. Афанасьева

Тверской государственный технический университет

Методами фазового рентгеноструктурного анализа, оптической и растровой электронной микроскопии исследованы микроструктура и распределение микротвердости быстрорежущей стали Р6М5 после лазерной закалки и лазерного отпуска. Установлены закономерности формирования структуры и свойств стали в зоне лазерного воздействия.

Ключевые слова: *быстрорежущая сталь, лазерная закалка, лазерный отпуск, микроструктура, микротвердость.*

Введение

Быстрорежущие стали находят широкое применение для изготовления инструментов высокой производительности. Они сочетают теплостойкость 600-700 °С с высокой твердостью 63-70 HRC и повышенным сопротивлением пластической деформации [1]. Требуемый комплекс механических, технологических и эксплуатационных свойств в быстрорежущих сталях формируется благодаря легированию сильными карбидообразующими компонентами – вольфрамом, молибденом, хромом, ванадием и сложной технологии упрочнения, заключающейся в закалке с высоких температур 1230 ... 1280 °С и последующего трехкратного отпуска при температуре 560 °С [2-5]. При изготовлении и упрочнении быстрорежущих сталей по стандартной технологии – литье, ковка и отжиг, закалка, трехкратный отпуск часть легирующих компонентов, таких как W, Mo, V остается в крупных (до 10-20 мкм) карбидах типа MC, M₆C, M₂₃C₆. В состоянии поставки они занимают до 30 % объема, а после закалки и трехкратного отпуска 10-15 %. Эти карбиды обеспечивают износостойкость инструмента, но по слишком крупным карбидам лезвие выкрашивается, особенно если вследствие ликвации в прокате есть карбидные строчки. Скопление карбидов и их полосчатость отрицательно влияют на эксплуатационную стойкость инструментов. В работе [5] изучался характер и причины разрушения быстрорежущих сталей. Так как в изломе закаленных и отпущенных быстрорежущих сталей ледебуритного класса

практически отсутствует вязкая структурная составляющая, их прочность характеризуется главным образом сопротивлением хрупкому разрушению. Экспериментально установлено, что образование трещины наиболее вероятно на границе «карбид-матрица». Вокруг карбида создается дефектная зона, размер которой зависит от величины карбида. Преждевременный выход из строя инструмента часто происходит из-за выкрошивания крупных карбидов в режущей кромке инструмента.

Одним из эффективных способов устранения такого структурного дефекта - изготовление быстрорежущих сталей порошковой технологией. Порошковые быстрорежущие стали (ГОСТ 28393-89) получают распылением жидкой быстрорежущей стали в азоте или аргоне и последующим горячим компактированием. Металл приобретает высокую плотность и отличается равномерным распределением дисперсных (1 мкм и менее) частиц карбидов [6]. Повышение структурной однородности сопровождается улучшением шлифуемости, ударной вязкости, прочности при изгибе. Порошковые быстрорежущие стали (P6M5Ф3-МП, P7M2Ф6-МП, P12MФ5-МП и др.) имеют повышенное количество углерода (1,20 - 1,75%) и ванадия (2,3 - 3,7%). Благодаря этому они содержат больше высокотвердых дисперсных карбидов типа MeC и, как следствие, имеют высокую вторичную твердость (65 - 67 HRC) и износостойкость. Инструмент из порошковых быстрорежущих сталей также подвергают закалке и трехкратному отпуску.

В настоящее время в России порошковые быстрорежущие стали не производятся. Отечественный режущий инструмент из традиционных сталей P6M5, P18 и др. не обеспечивает возросших в последние годы технических требований. Предприятия, нуждающиеся в высококачественном инструменте, закупают его у зарубежных фирм. В связи с непрерывным ужесточением условий эксплуатации инструментов остро встает необходимость разработки новых способов их изготовления и упрочнения с повышенным уровнем свойств.

Одним из перспективных способов поверхностного упрочнения быстрорежущих сталей является лазерная обработка. Для практического применения, учитывая широкое разнообразие конструктивных параметров зоны упрочнения (сложные рельефы, острые кромки, внутренние поверхности и т.д.) необходимо обеспечить равномерный тепловвод в поверхностный слой в зоне обработки для создания максимально равномерной глубины упрочненного слоя с однородной структурой и микротвердостью.

Применение однолучевых лазеров с гауссовым распределением плотности мощности в сечении луча для этих целей не является оптимальным. В практике лазерного термоупрочнения также

применяют специальные устройства оптического выравнивания распределения плотности мощности в сечении луча. Это позволяет решить проблему в тех случаях, когда отсутствует перемещение пятна излучателя. При перемещении луча суммирование мощности в точках дорожки по центру значительно больше, чем в направлении к краям [7]. Лазерное упрочнение материалов целесообразно выполнять с использованием многоканального лазера, в котором вместо одного мощного луча с гауссовым распределением интенсивности излучения используется пучок лучей малой мощности, и распределение плотности мощности в сечении общего луча становится более равномерным.

Лазерное термоупрочнение чаще всего используют без оплавления поверхности или с минимальным оплавлением с целью увеличения глубины зоны лазерного воздействия. Объясняется это тем, что при низких скоростях движения лазерного луча в зоне оплавления образуется микроструктура с пониженным значением микротвердости [8, 9]. Влияние зоны оплавления на свойства обрабатываемых деталей оценивается в литературе противоречиво. Экспериментальных данных до настоящего времени получено недостаточно. Широкое внедрение лазерного упрочнения сдерживается недостаточной изученностью механизмов структурообразования и невозможностью в связи с этим правильно и эффективно управлять процессами формирования структуры материала с повышенными эксплуатационными характеристиками. Цель настоящей работы – изучить закономерности формирования структуры и свойств быстрорежущей стали при лазерном упрочнении.

Методика проведения исследований

Образцы стали марки Р6М5 (ГОСТ 19265-73) после объемной закалки и трехкратного отпуска при температуре 560 °С обрабатывались непрерывным лазерным излучением на автоматизированном лазерном комплексе АЛТКУ – 3 на базе предприятия ООО «Центр лазерных технологий» г. Владимир [7, 10-13]. Лазерный комплекс состоит из специально разработанного многоканального (40 лучей) СО₂-лазера с мощностью выходного излучения 3 кВт и технологического поста с пятью координатами манипулирования лучом и двумя координатами манипулирования обрабатываемой деталью. Лазерную закалку с оплавлением поверхности выполняли на

следующих режимах: мощность излучения 1,5...2,5 кВт, скорость сканирования 10... 25 мм/с, диаметр пятна лазерного излучения 6 мм. Сразу после лазерной закалки выполняли лазерный отпуск.

Анализ макро- и микроструктуры, измерение микротвердости быстрорежущей стали в зоне упрочнения выполняли по поперечным

металлографическим шлифам. Упрочненные образцы быстрорежущей стали разрезали на электроэрозионном станке, затем поверхность реза шлифовали и полировали на алмазных пастах различной зернистости. В качестве абразивных материалов использовали порошок Al_2O_3 (корунд) с водой и алмазные пасты с размером абразивных частиц 10/7, 7/5, 5/3, 1/2 мкм. На завершающем этапе подготовки шлифов, с целью снятия механических напряжений в поверхностных слоях, проводили электролитическую полировку в насыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. Для выявления микроструктуры использовали химическое травление в 3 % растворе азотной кислоты.

Микроструктуру стали в зоне лазерного воздействия исследовали методами растровой электронной микроскопии на универсальном микроскопе JEOL 6610LV (Япония). Для изучения распределения легирующих компонентов в плоскости шлифов использовали энергодисперсионный спектрометр INCA Energy++ фирмы Oxford Instruments. Фазовый состав стали определяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Bruker D8 Advance (Германия). Микротвердость измеряли на отечественном микротвердомере ПМТ-3 согласно ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1:2002).

Результаты исследований и их обсуждение

В зависимости от соотношения времени воздействия лазерного излучения и времени релаксации, а также от плотности мощности излучения при лазерной обработке сплавов могут иметь место различные эффекты взаимодействия излучения с веществом - нагрев, оплавление, испарение, ударное воздействие [8, 9]. При облучении поверхности лазером в процессе нагрева и охлаждения в микрообъемах происходят фазовые превращения, которые можно предсказать из диаграмм состояния данных сплавов. Так как при лазерной обработке различные слои быстрорежущей стали нагреваются до разных температур, то в общем случае формируется зона лазерного воздействия со слоистым строением. На рис. 1. представлена схема зоны лазерного воздействия согласно [8]. На рис. 2 макрошлиф поперечного сечения одного из образцов.

Цифрами обозначены характерные зоны: 1 – закалка из жидкой фазы, 2 – закалка из твердой фазы, 3 – основной металл.



Р и с . 1 . Строение зоны лазерного воздействия [8]

Первая зона – зона оплавления образуется при закалке из жидкой фазы. Строение оплавленной зоны зависит от условий кристаллизации расплава, в большинстве случаев она имеет ячеистое строение. Основная структурная составляющая – мартенсит. Может содержаться 15-20 % остаточного аустенита. Большая часть карбидной фазы, а иногда и все карбиды растворяются в твердых растворах.

Второй слой – зона закалки из твердой фазы. Нижняя её граница определяется нагревом до температуры точки A_{c1} . Следовательно, здесь имеет место полная и неполная закалка. Этот слой отличается повышенной твердостью и структурной неоднородностью по глубине. Содержит повышенное количество остаточного аустенита, мартенсит и карбиды. В высокоуглеродистых легированных сталях увеличение количества легирующих компонентов приводит к повышению неоднородности структуры.

Третий слой – переходная зона, в которой нагрев стали ниже точки A_{c1} . В предварительно закалённых и отпущенных сталях в этой зоне возможен распад мартенсита с образованием троостита или сорбита и понижение твердости. В таком случае этот слой называют зоной отпуска. В некоторых публикациях [14, 15] отмечается положительная роль участка с пониженной твердостью. Он позволяет устранить трещинообразование при многократных нагревах и охлаждениях, так как происходит релаксация

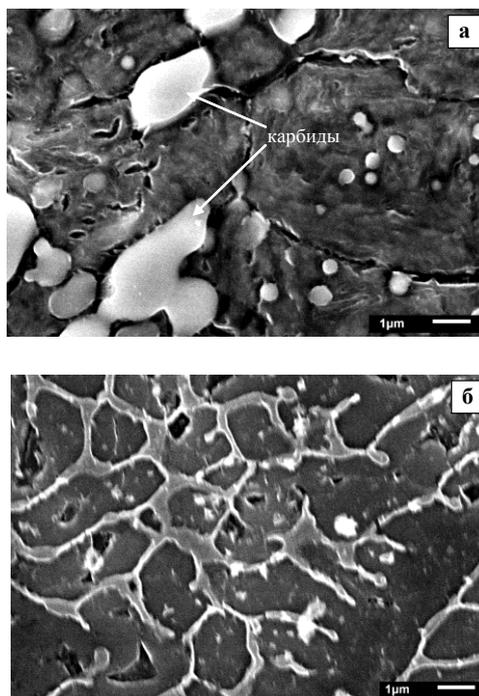
напряжений. Тем не менее, для повышения эксплуатационной стойкости инструмента, необходимо выбирать такие режимы лазерной закалки, чтобы степень разупрочнения зоны отпуска была

минимальной, так как возможно в процессе работы смятие режущей кромки инструмента, особенно, если глубина упрочнения невелика.



Р и с . 2 . Макрошлиф поперечного сечения образца стали марки Р6М5 после лазерной закалки с оплавлением поверхности

Микроструктура быстрорежущей стали, изготовленной и упрочненной по стандартной технологии – литьё, ковка и отжиг, закалка, трехкратный отпуск представлена на рис. 3а, в зоне оплавления – 3б.



Р и с . 3 . Микроструктура стали Р6М5, упрочненная по стандартной технологии (а) и в зоне лазерного оплавления (б). РЭМ

На микроструктуру, формирующуюся при лазерной перекристаллизации поверхности стали, оказывает наибольшее влияние

скорость роста фронта кристаллизации и градиент температуры на фронте со стороны жидкой фазы [8, 9]. Значениями этих величин можно управлять, изменяя скорость движения луча лазера и плотность мощности лазерного излучения. При повышении скорости охлаждения размер зерна закристаллизовавшегося металла уменьшается. Размер зерна связан с параметрами кристаллизации следующим соотношением [8]:

$$d_3 = 1,1(C/n)^{3/4},$$

где C – скорость роста кристаллов, n – число зародышей.

Скорость охлаждения расплава влияет на форму зерен и их внутреннее строение при кристаллизации. При медленном охлаждении зародыши образуются по всему объему расплава, направление их роста не ориентировано (рис. 3, б). Образуются крупные зерна с плоскими границами и ячеистые зерна. Увеличение скорости охлаждения приводит к тому, что наибольшее переохлаждение достигается на границе с подложкой, а у поверхности расплава переохлаждение меньше. Поэтому ячеистые равноосные зерна имеются лишь у поверхности, на границе с подложкой, где значения C и n наибольшие, растут столбчатые зерна в направлении от подложки к поверхности расплава.

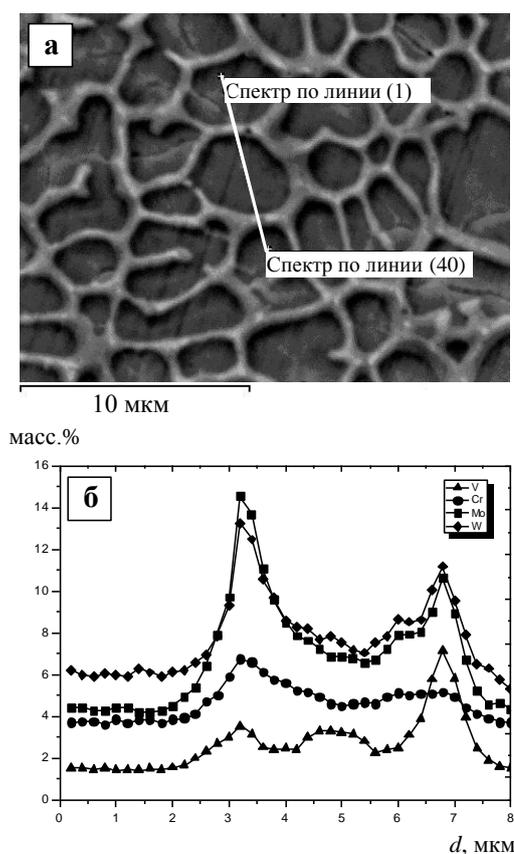
Измельчение зерна благоприятно сказывается на свойствах сталей, и прежде всего, появляется возможность достижения оптимального сочетания прочности и пластичности [16-19].

Скорость охлаждения жидкого металла при лазерной закалке оказывает заметное влияние на однородность химического состава. Когда скорость охлаждения невелика, различные участки зерен имеют одинаковый состав, соответствующий исходному составу сплава. При увеличении скорости охлаждения диффузионное перераспределение элементов в твердой фазе произойти не успевает. Возникает дендритная ликвация или микроликвация. Участки зерен, затвердевшие в начале кристаллизации, обогащены тугоплавкими компонентами, а участки зерен, затвердевшие в конце кристаллизации – легкоплавкими компонентами [8]. При увеличении скорости охлаждения концентрация растворенных компонентов в твердых растворах возрастает по сравнению с равновесной концентрацией. Такие твердые растворы называют метастабильными или пересыщенными.

Анализ микроструктуры полученных образцов показал, что при выбранных режимах лазерной обработки в оплавленной зоне

формируется ячеистая структура (рис. 4, а) со средним размером ячеек около 3 мкм. Специфические свойства быстрорежущих сталей

обусловлены легированием такими компонентами, как вольфрам, молибден, ванадий, хром, затрудняющими диффузионные процессы и распад мартенсита [1, 8]. При лазерной закалке с оплавлением поверхности находящиеся в структуре стали первичные, и вторичные карбиды почти полностью растворяются, насыщая твердые растворы мартенсит и аустенит легирующими компонентами и углеродом. В зоне оплавления наблюдается концентрационная неоднородность, количество легирующих компонентов у стенок ячеек выше, чем в их центральной части. Данные рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) по 40 спектрам по линии представлены на рис. 4, б.

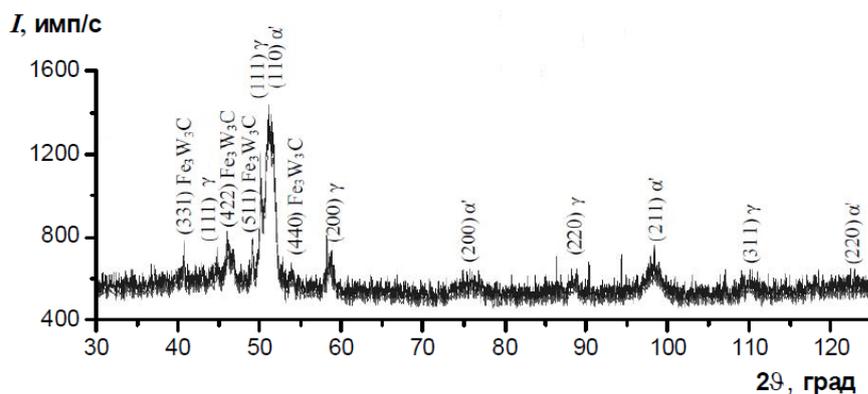


Р и с . 4 . Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5 в зоне закалки из жидкой фазы (а) и распределение компонентов W, Mo, V, Cr по линии (б)

При РСМА анализируется состав микрообъёма, в котором происходит возбуждение рентгеновского излучения (область генерации)

электронным пучком. Размеры этого микрообъёма определяются диаметром электронного пучка и свойствами исследуемого вещества. Однако минимальный размер области генерации составляет около одного микрометра и не изменяется при дальнейшем уменьшении диаметра пучка. Таким образом, РСМА позволяет исследовать состав образца с микронным разрешением.

По данным рентгеноструктурного фазового анализа (рис. 5.) металл в зоне закалки из жидкой фазы содержит мартенсит, остаточный аустенит в количестве 10-15 % и 1-8 % карбидов (в основном Fe_3W_3C).



Р и с . 5 . Дифрактограмма стали Р6М5 в зоне закалки из жидкой фазы

Из-за растворения значительной части карбидов и наличия в структуре остаточного аустенита, микротвердость в оплавленной зоне понижена, около 7600-7800 МПа, в зависимости от режимов выполнения закалки. Остаточный аустенит превращают в мартенсит при обработке холодом или отпуске [1]. Однако, применение классического отпуска для закаленной лазером стали не желательно, поскольку вызывает её разупрочнение в переходной зоне, которая предварительно уже получила разупрочнение в процессе лазерной закалки при нагреве до температур близких к A_{c1} . Повторный нагрев при выполнении отпуска в печи вызывает дополнительное разупрочнение мартенсита в переходной зоне в результате выделения углерода из твердого раствора с образованием и коагуляцией карбидов.

Для эффективного упрочнения лазером стали необходимо, чтобы температуры нагрева при отпуске были различными по глубине зоны лазерного воздействия. Максимальная, обеспечивающая превращение

остаточного аустенита и упрочнение мартенсита, в поверхностных слоях закаленной лазером стали, а минимальная, не вызывающая разупрочнение стали, в переходной зоне. В этом случае будет достигнуто максимальное дисперсионное упрочнение мартенсита в зоне лазерной закалки и не будет подвергнута разупрочнению переходная зона. Этим требованиям удовлетворяет лазерный отпуск, при котором пройдут процессы дисперсионного твердения с созданием достаточного количества фаз-упрочнителей для повышения теплостойкости стали и снизится количество остаточного аустенита.

Лазерный отпуск заключается в высокоскоростном нагреве металла вплоть до температур A_{c1} и быстрое охлаждение за счет теплоотвода во внутренние слои металла. По данным работы [8] при скоростном отпуске закаленной стали происходят те же фазовые и структурные превращения, что и при медленном нагреве в печи. Так как лазерное воздействие кратковременно, отпуск можно проводить при температуре нагрева вплоть до точки A_{c1} .

Для практической реализации лазерного отпуска расчет максимально достижимой глубины z_{omn} на оси пучка лазерного излучения удобно использовать аналитическое выражение:

$$z_{omn} = \left(\frac{4at}{\pi} \right)^{1/2} \frac{T_{max} - T_{min}}{T_{max}},$$

T_{max} и T_{min} – максимальная и минимальная температуры нагрева на требуемой глубине; a – температуропроводность

обрабатываемого материала, m^2/c ; t – время действия источника тепла.

Значение температуры T_{max} ограничивали точкой A_{c1} . T_{max} для стали Р6М5 = 815 °С. T_{min} = 540°С, по данным [1] это нижняя граница рекомендуемых температур для предварительно закаленной быстрорежущей стали, при которой происходят процессы дисперсионного твердения.

Результаты экспериментальных проверок показали хорошее соответствие расчетных и экспериментальных значений $z_{отп}$. С помощью приведенного выше выражения с погрешностью до 10 % можно достаточно просто оценить глубину лазерного отпуска для закалённой быстрорежущей стали.

На рис. 6 представлен макрошлиф образца быстрорежущей стали с нанесенными пирамидальными отпечатками в зоне лазерной закалки, выполненной на различных режимах: а) – мощность 2,2 кВт, скорость сканирования луча 10 мм/с; б) - мощность 1,5 кВт, скорость

сканирования луча 25 мм/с. На рис. 7 дано распределение микротвердости быстрорежущей стали Р6М5 в зоне лазерной закалки с оплавлением и лазерного отпуска.

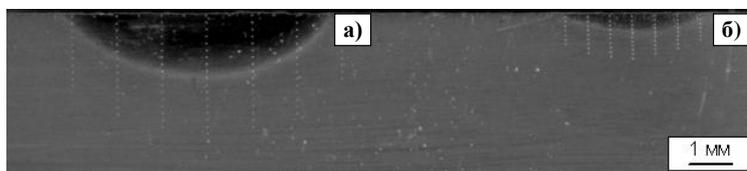


Рис. 6. Макрошлиф образца быстрорежущей стали с нанесенными пирамидальными отпечатками в зоне лазерной закалки

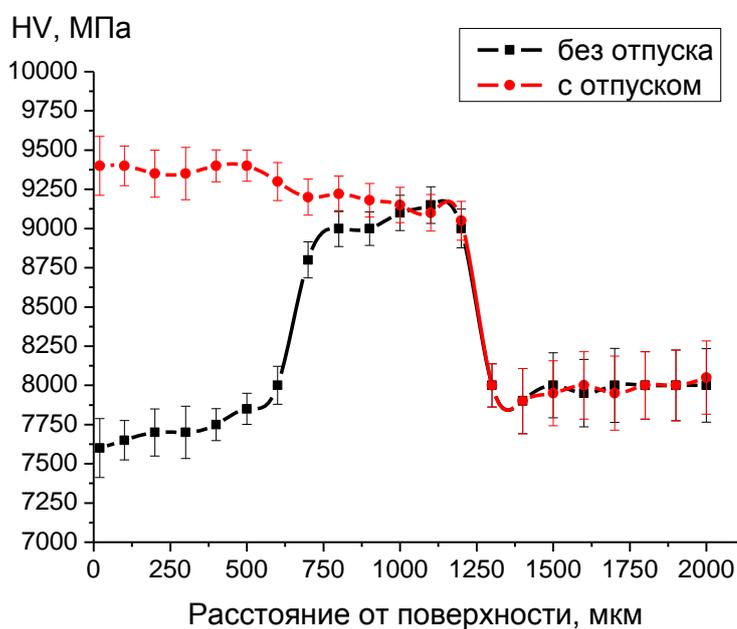


Рис. 7. Распределение микротвердости быстрорежущей стали Р6М5 в зоне лазерной закалки с оплавлением и лазерного отпуска

Как показали измерения микротвердости, зона закалки из жидкой фазы имеет пониженную микротвердость. Это связано со

значительным количеством растворённых карбидов и наличием остаточного аустенита. Зона закалки из твердой фазы протяженностью 600 ... 700 мкм имеет более высокую твердость, около 9000 МПа.

Переходная зона на макрошлифе не заметна, имеет небольшую протяженность, всего несколько десятков микрометров. Из-за высоких скоростей нагрева и охлаждения при выполнении лазерной заковки степень разупрочнения стали в переходной зоне незначительна, микротвердость снижается до 7500 ... 7700 МПа только в центральной части дорожки. Быстрорежущая сталь Р6М5 вне зоны лазерного упрочнения имеет микротвердость 8000 ... 8100 МПа.

На рис. 8. представлены рентгенограммы стали Р6М5 после лазерной заковки и лазерного отпуска. По данным рентгеноструктурного анализа после лазерной заковки в структуре быстрорежущей стали содержалось около 20 об. % остаточного аустенита. Однократный лазерный отпуск снизил количество остаточного аустенита до 9,5 об. %. При отпуске образовалось 4,7 об. % карбидов V_2C .

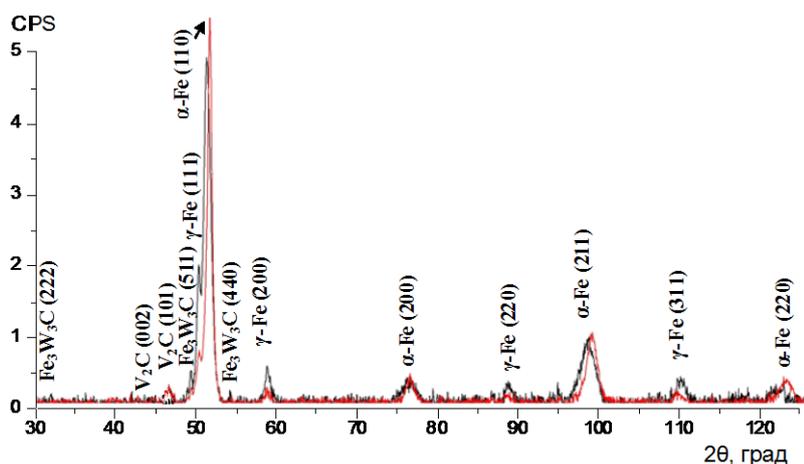


Рис. 8. Рентгенограммы образца стали Р6М5 после лазерной заковки и лазерного отпуска

Твердость и теплостойкость быстрорежущих сталей тем выше, чем больше дисперсных карбидов выделяется из мартенсита и остаточного аустенита при отпуске и чем больше их устойчивость против коагуляции при нагреве выше температуры отпуска [1, 2]. Тип и свойства выделяющихся карбидов зависят от отношения (K) в мартенсите легирующих компонентов и углерода.

$K = \sum(W, Mo, V), \% \text{ ат} / C, \% \text{ ат}$ [2]. При $K = 2$ из мартенсита выделяются наиболее устойчивые карбиды M_2C на основе вольфрама и молибдена. Замещение в кристаллической решетке карбида M_2C атомов

вольфрама и молибдена на атомы ванадия повышает устойчивость этих карбидов против коагуляции. Это обусловлено тем, что ванадий более сильный карбидообразующий компонент, чем вольфрам и молибден.

Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5 после лазерной закалки и лазерного отпуска представлена на рис. 9. После лазерной закалки в оплавленной зоне формируется ячеистая структура (рис.9, а), состоящая из мартенсита, остаточного аустенита и карбидов.

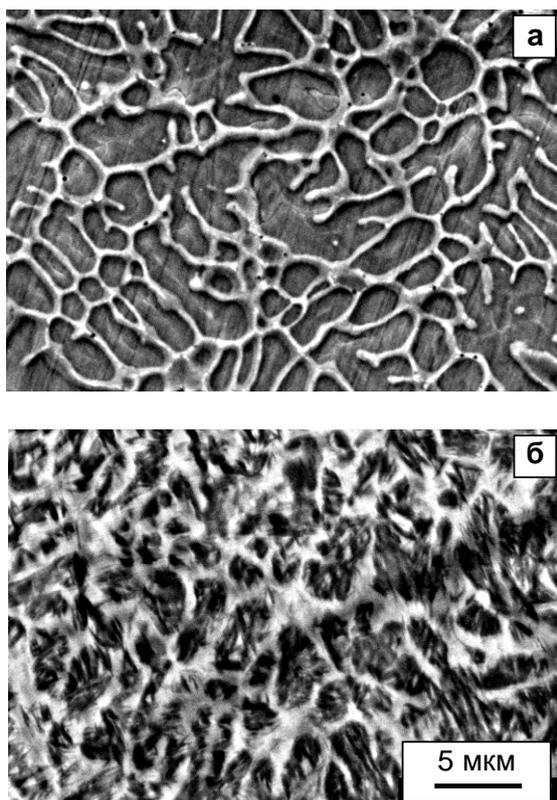


Рис. 9. Микроструктура быстрорежущей стали Р6М5 после лазерной закалки (а) и лазерного отпуска (б). РЭМ

При лазерном отпуске (рис. 9, б) происходят процессы распада остаточного аустенита и выделение дисперсных карбидов.

Микротвердость стали в зоне оплавления после лазерного отпуска возросла до значений 9200 ... 9300 МПа.

Вывод. Упрочнение быстрорежущей стали лазерной закалкой с оплавлением поверхности обеспечивает в зоне закалки из жидкой фазы растворение крупных первичных карбидов и получение структуры высоколегированных твердых растворов мартенсита и аустенита. Последующим лазерным отпуском снижается количество остаточного аустенита до 5 -10 %, и протекают процессы дисперсионного твердения. Для более эффективного упрочнения инструмента из быстрорежущей стали, снижения количества остаточного аустенита рекомендуется после лазерной закалки с оплавлением поверхности выполнять обработку холодом и последующий лазерный отпуск. Инструмент, упрочненный данным способом, будет обладать повышенным комплексом эксплуатационных свойств, снижается риск преждевременного выхода его из строя из-за выкрошивания крупных карбидных включений в режущей кромке.

Список литературы

1. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер. – М.: Металлургия, 1983. – 525 с.
2. Кремнев Л.С. Теория легирования и создание на ее основе теплостойких инструментальных сталей и сплавов оптимального состава // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 11. С.18-28.
3. Кремнев, Л.С. Особенности состава, структуры и свойств быстрорежущих сталей для металлорежущего инструмента с ионно-плазменными покрытиями на основе нитрида титана/ Л.С. Кремнев, Л.А. Виноградова, А.К. Онегина, И.Ю. Сапронов // МиТОМ, 2012. №1(679). С. 4-9.
4. Кремнев, Л.С. Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей / Л.С.Кремнев, А.К. Онегина, Л.А. Виноградова // МиТОМ, 2009. №12. С. 13-19.
5. Адашкин, А.Д. О разрушении ледебуритных и заэвтектоидных быстрорежущих сталей / А.Д. Адашкин, Л.С. Кремнев, И.Ю. Сапронов // МиТОМ. 2011, №6 (672). С. 23-28.
6. Абрамов А.А. Порошковые инструментальные стали с дисперсной структурой /А.А. Абрамов, Л.С. Самойленко, В.Л. Гиршов // Металлообработка, 2008. № 4 (46). С. 31-35.
7. Югов В.И. Лазерное термоупрочнение – высокоэффективная технология ресурсосбережения // Лазер-Информ. 2008. № 23 (398). С. 1-8.
8. Григорьянц, А.Г. Технологические процессы лазерной обработки / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов, А.И. Мисюров. М.: МГТУ, 2006. 664 с.

9. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. Под ред. В.Я. Панченко. М.:Физматлит, 2009, 664 с.
10. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А. Лазерная и криогенная обработка быстрорежущей стали. Тверь: ТвГТУ, 2014. 96 с.
11. Афанасьева, Л.Е. Структурные фазовые превращения в быстрорежущей стали при лазерной закалке с оплавлением поверхности многоканальным CO₂ лазером / Л.Е. Афанасьева, И.А. Барабонова, Е.В. Ботянов, Г.В. Раткевич, Р.М. Гречишкин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 8 (104). С. 10-13.
12. Афанасьева Л.Е. Лазерный отпуск быстрорежущей стали / Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зубков Н.С., Емельянов С.Г., Романенко Д.Н. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 7 (115). С. 39-42.
13. Барабонова И.А. Триботехнические свойства быстрорежущей стали после лазерной поверхностной обработки / Барабонова И.А., Зубков Н.С., Новоселова М.В., Афанасьева Л.Е. // Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования. 2013. № 6. С. 74-79.
14. Лисовский А.Л. Лазерное упрочнение штампового инструмента / А.Л. Лисовский, И.В. Плетенев// Вестник Белорусско-Российского университета. 2008. №3 (20). С.90-99.
15. Новиков, В.В. Модификация и упрочнение трущихся поверхностей лазерной обработкой / В.В. Новиков, В.Н. Латышев. ИвГУ, 2000. 119 с.
16. Астапчик, С.А. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С.А. Астапчик., В.С. Голубев, А.Г. Маклаков. Минск: Белорус. наука, 2008. 251 с.
17. Bonek M. Structure and properties of laser alloyed surface layers on the hot-work tool steel / M. Bonek, L.A. Dobrzanski, E. Hajduczek, A. Klimpel // J. Materials Processing Technology. 2006. №175. P. 45-54.
18. Сафонов, А.Н. Упрочнение поверхности инструмента из быстрорежущих сталей с помощью непрерывных CO₂- лазеров / А.Н. Сафонов, Н.Ф. Зеленцова, А.А. Митрофанов // Сварочное производство. 1996. №8. С. 18-21.
19. Karatas C., Yilbas B.S., Aleemb A., Ahsan M. Laser treatment of cemented carbide cutting tool // J. Mater. Processing Techn. 2007. V. 183. P. 234-240.

**REGULARITIES OF THE FORMATION OF HIGH-SPEED STEEL
STRUCTURE AND PROPERTIES DURING LASER STRENGTHENING**

L.E. Afanasieva

Tver State Technical University

The microstructure and microhardness distribution after laser quenching and laser tempering of high-speed steel R6M5 were studied by the methods of X-ray analysis and optical and scanning microscopy. The regularities of structure formation and steel properties in the zone of laser impact were established.

Keywords: *high-speed steel, laser hardening, laser tempering, microstructure, microhardness*

Об авторе:

АФАНАСЬЕВА Людмила Евгеньевна – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры технологии металлов и материаловедения Тверского государственного технического университета. *email:* ludmila.a@mail.ru.