

Н.А. Смирнова, А.И. Мисюров

**ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ СТРУКТУРЫ
ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ**

Приведены особенности образования структуры при лазерной обработке, а также результаты металлографических исследований, проведенных сотрудниками кафедры «Лазерные технологии в машиностроении». Выявлены закономерности формирования структуры и изменения свойств сталей и никелевых сплавов под воздействием излучения лазера в процессе поверхностной лазерной термической обработки и наплавки, а также лазерной сварки и сварки комбинированными источниками.

E-mail: smirnovaVMSTU@gmail.com

Ключевые слова: *лазерная термическая обработка, наплавка, сварка, поверхность, сталь, никелевые сплавы, структура, свойства.*

На кафедре «Лазерные технологии в машиностроении» МГТУ им. Н.Э. Баумана систематически проводятся металлографические исследования изменения структуры и свойств материала под воздействием излучения лазера. При разработке технологий лазерной термической обработки, легирования и наплавки, а также лазерной сварки и сварки с помощью комбинированных источников важную роль играют закономерности формирования микроструктур в зонах лазерного воздействия сталей и сплавов, которые зависят от режимов обработки, химического и фазового составов, предварительной термической обработки. Работы по лазерной термической обработке металлов и сплавов актуальны и в настоящее время.

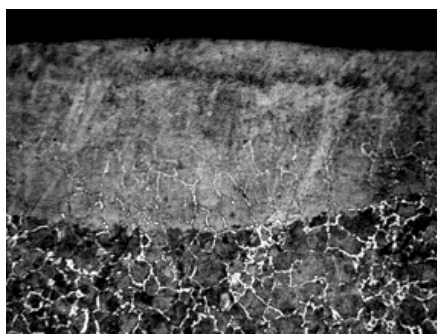
Лазерное упрочнение — один из основных методов получения требуемых физико-механических свойств поверхности деталей машин. Процессы, связанные с высокими скоростями нагрева и охлаждения, приводят к возникновению мелкодисперсных приповерхностных структур и повышению физико-механических свойств поверхностей деталей. Появление новых лазерных источников излучения — волоконных лазеров — привлекло внимание к вопросу выбора эффективного источника для лазерной закалки. Основным недостатком закалки CO_2 - и твердотельными лазерами — низкая энергетическая эффективность. Для CO_2 -лазера энергетический КПД не превышает 10 %, коэффициент поглощения излучения с длиной волны 10,6 мкм металлами низкий. Для его увеличения используют технологии нанесения поглощающих покрытий, что усложняет процесс обработки. Для твердотельных лазеров с длиной волны излучения 1,06 мкм коэффициент поглощения возрастает, но полный КПД лазера обычно составляет не более 2...3 %. Для волоконных лазеров с длиной волны 1,07 мкм коэффициент поглощения также повышается, КПД волоконных лазеров равен 25 %, что в 2,5—3 раза выше КПД CO_2 -лазеров. В связи с этим интерес представ-

ляют не только исследования влияния технологических факторов лазерного термоупрочнения на формирование однородных и относительно мелкозернистых структур поверхностного слоя, но и сравнение эффективности использования CO_2 - , твердотельных и волоконных лазеров.

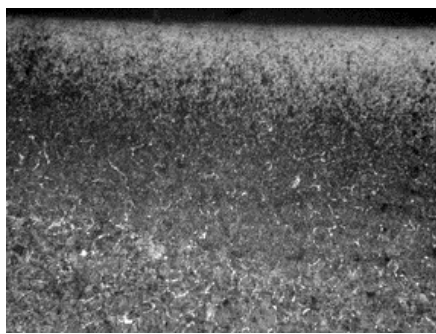
Сравнение эффективности двух типов лазеров показало, что эффективность поглощения излучения волоконного лазера чрезвычайно высока. Так, при мощности излучения волоконного лазера 1 кВт и скорости обработки 0,01 м/с глубина зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) стали 45 составляет 1,27 мм, а стали У8 — 1,14 мм. При этих же значениях скорости и мощности излучения CO_2 -лазера глубина ЗЛВ указанных сталей равна 0,6 мм даже при использовании поглощающих покрытий.

Одна из самых актуальных задач в широком спектре процессов закалки стали — закалка без оплавления поверхности, например, для закалки штамповой оснастки. Поскольку в этом случае недопустимо локальное плавление металла даже в микрочастицах.

На рис. 1, а, приведена микроструктура ЗЛВ углеродистой стали 45, обработанной излучением волоконного лазера. Структура закаленного слоя довольно однородна (микроструктура имеет вид мелкодисперсного мартенсита) и полностью отсутствует переходная зона. На рис. 1, б, для



а



б

Рис. 1. Микроструктура стали 45 после нормализации и лазерной термической обработки излучением волоконного лазера (а) и CO_2 -лазера (б) ($\times 200$)

сравнения дана микроструктура ЗЛВ этой же стали, полученная при обработке излучением CO_2 -лазера. В этом случае есть переходная зона, и наблюдается слоистость структуры. В результате нагрева до температуры ниже температуры плавления нормализованной стали 45 отсутствует зона закалки из жидкого состояния. Зона закалки из твердой фазы состоит из двух областей: сверху — область с однородной структурой и внизу — область с неоднородной структурой. В области с однородной структурой формируется мелкодисперсный мартенсит с микротвердостью 720...850 HV. На месте перлитных зерен образуется мартенсит (микротвердость 557...644 HV) с небольшим количеством остаточного

аустенита. В области с неоднородной структурой по мере увеличения глубины наблюдается усиление неоднородности структуры: сначала образуется мартенситотроостит, затем мартенсит и трооститная сетка, которая переходит в трооститоферритную, а на границе с исходной структурой — в ферритную структуру. Это обусловлено тем, что в процессе лазерного нагрева имеют место различные стадии аустенизации [1]. Глубина зоны термического влияния (ЗТВ) 0,55...0,60 мм, микротвердость ферритных зерен 280...350 HV (200...230 HV) при исходной твердости феррита 110 HV. Повышение микротвердости связано с фазовым наклепом.

При закалке сталей, предварительно прошедших закалку и отпуск, после лазерного упрочнения на границе с исходной структурой выявляется зона отпуска. Вся зона закалки из твердой фазы представляет собой область однородного мартенсита с микротвердостью 700...850 HV, которая выше твердости мартенсита, полученного печной закалкой. На границе с исходной структурой наблюдается переходная зона. В таком случае эта зона отпуска с трооститной структурой, имеющая микротвердость 300...400 HV.

Изменение режимов лазерной обработки влияет в первую очередь на микротвердость. Полученные результаты показывают, что глубина ЗЛВ уменьшается при увеличении скорости обработки и возрастает при усилении мощности излучения. С увеличением скорости обработки при лазерной обработке нормализованной стали без оплавления с повышенными скоростями область однородного мартенсита отсутствует и трооститоферритная сетка вокруг мартенсита может доходить до самой поверхности образца. Это снижает общую твердость ЗЛВ, поэтому упрочнять такие стали при высокой скорости обработки нецелесообразно.

В диапазоне значений скорости обработки 0,01...0,03 м/с микротвердость ЗЛВ увеличивается (540...750 HV). При дальнейшем возрастании скорости обработки микротвердость ЗЛВ снижается. Тогда в поверхностном слое образуется мартенсит с мартенситотрооститной сеткой.

При малой скорости обработки под зоной оплавления в верхней части ЗТВ образуется узкий слой однородного мартенсита. В этом слое, нагретом до высокой температуры, происходит полное превращение избыточного феррита в аустенит и полное насыщение таких участков углеродом. На большей части ЗТВ формируется относительно однородная мартенситная структура.

На основании результатов исследования лазерной термической обработки углеродистых сталей можно сделать следующий вывод. Лазерная термическая обработка низкоуглеродистых сталей не целесообразна вследствие малой твердости низкоуглеродистого мартенсита (400...500 HV) и наличия небольших колоний измельченного феррита (150...200 HV). При увеличении содержания углерода в стали до 0,3 % и выше твердость мартенсита после закалки резко возрастает. Средне-

углеродистые стали с содержанием углерода 0,3...0,6 % наиболее подходят для закалки непрерывным лазерным излучением.

При лазерной обработке с оплавлением эвтектоидных и заэвтектоидных углеродистых сталей в зоне оплавления кроме мелкодисперсного мартенсита образуется остаточный аустенит, например, в стали У8 — до 39 %, в стали У10 — до 45 %. Нерастворившегося цементита в зоне оплавления нет, следовательно, мартенсит и аустенит достаточно насыщены углеродом. С увеличением содержания углерода микротвердость мартенсита значительно возрастает: в сталях с содержанием углерода 1,0...1,2 % она достигает 1 200...1 300 НV. Поэтому стали У8 и У10 после лазерного упрочнения имеют большую микротвердость, чем сталь 45. Следует отметить, что увеличение содержания остаточного аустенита в зоне оплавления некоторых сталей может уменьшить микротвердость, например, микротвердость стали У10 ниже микротвердости стали У8. С этим связано снижение микротвердости в зоне оплавления стали У10 по сравнению с ее микротвердостью в зоне закалки из твердой фазы. При выборе режимов лазерного термоупрочнения необходимо учитывать, что увеличение содержания углерода в металле термообрабатываемых объемов свыше 0,6 % резко уменьшает темп прироста твердости. Оптимальным является создание в зоне нагрева условий, когда карбиды растворяются не полностью, а только в такой степени, чтобы обеспечить получение высокоуглеродистого мартенсита (0,6 % углерода), но избежать образования повышенного количества остаточного аустенита.

При обработке излучением волоконного лазера без оплавления поверхности инструмента из стали У8 зона оплавления отсутствует. На месте перлитных зерен образуется мелкодисперсный мартенсит. В зоне закалки из твердой фазы можно выделить две области: сверху — область растворенных карбидов, внизу — область нерастворенных карбидов.

В области растворенных карбидов твердый раствор насыщен углеродом, что приводит к образованию повышенного количества остаточного аустенита. В области нерастворенных карбидов остаточного аустенита значительно меньше, поэтому эта часть ЗТВ отличается максимальной твердостью. Поэтому заэвтектоидные стали рекомендуется упрочнять на режимах, обеспечивающих получение структур с нерастворенными карбидами, т. е. проводить лазерную термическую обработку с наибольшими скоростями охлаждения. В нижней части ЗТВ цементит растворен не полностью. Переходная зона отсутствует, также как и в ЗЛВ стали 45 при обработке излучением волоконного лазера.

Микротвердость с усилением мощности до 1 кВт повышается, а при дальнейшем ее увеличении до 1,5 кВт уменьшается. Поскольку с растворением карбидов возрастает содержание остаточного аустенита, в связи с чем микротвердость снижается.

В машиностроении широко применяют легированные стали, термическая обработка которых существенно повышает их эксплуатаци-

онные свойства. Установлена целесообразность проведения термической обработки низкоуглеродистых сталей мартенситного класса (20Х13), среднеуглеродистых легированных и высоколегированных сталей (40Х, 38ХМЮА, 65Г, 40Х13).

Диффузионная подвижность углерода в высоколегированных сталях уменьшается настолько, что трудно осуществить лазерную закалку при оптимальной степени аустенизации, т. е. с достаточным насыщением твердого раствора и минимальным растворением карбидной фазы. При малой мощности излучения может не достигаться насыщения аустенита, и при закалке образуются низкоуглеродистый мартенсит и остаточный аустенит. При большой энергии излучения возможно пере- насыщение аустенита за счет растворения карбидов и после охлаждения образование большого количества остаточного аустенита. Для высоколегированных сталей существует узкий интервал режимов, при которых мартенсит включает в себя достаточное количество углерода, а растворение карбидов находится в начальной стадии. Интервал режимов лазерной закалки определен для каждой стали и применять его можно как при обработке без оплавления, так и с минимальным оплавлением поверхности. В наибольшей степени это относится к высокохромистым (Х12, Х12М) и быстрорежущим сталям. Для получения микротвердости в указанных сталях 900...1050 HV необходимо, чтобы после лазерной закалки в ЗЛВ имелись следующие фазы: мартенсит; карбиды; небольшое количество остаточного аустенита. Таким образом, проведенные исследования позволяют утверждать, что применение лазерной термической обработки (особенно излучением волоконного лазера) для сталей имеет большие перспективы, в основном для изделий, работающих в условиях интенсивного износа.

Наряду с лазерной термической обработкой сталей сотрудниками кафедры проводятся исследования особенностей формирования структуры и изменения свойств материала в шве и ЗТВ в процессе лазерной сварки и сварки комбинированными источниками (лазер + дуга, лазер + свет, лазер + лазер и т. д.).

Среднелегированные стали достаточно широко применяются в судостроении, машиностроении и других отраслях промышленности. Повышенное содержание углерода значительно затрудняет сварку этих сталей вследствие низкой стойкости шва к образованию кристаллизационных трещин, возникновения при сварке малопластичных закалочных структур, а также необходимости обеспечения равнопрочности металла шва с основным металлом и т. п. По структуре среднелегированные стали подразделяются на ферритно-перлитные, мартенситные или бейнитно-мартенситные. В зависимости от структурного состояния стали обладают различной склонностью к хрупкому разрушению.

Структура и свойства металла шва и ЗТВ среднелегированных сталей определяются термическим циклом сварки, в зависимости от которого изменяется соотношение структурных составляющих.

Очень важным преимуществом комбинированного, например лазерно-светового, способа нагрева является различное распределение плотности мощности источников в пятне нагрева, что позволяет программировать термический цикл. Меняя взаимное расположение источников, можно задавать различную форму термического цикла, необходимую для обработки конкретного материала. В связи с этим есть возможность использовать данный комбинированный метод для сварки специальных высокопрочных сталей, например закаливающихся, в которых при лазерной сварке на стадии охлаждения формируется значительная доля мартенсита. Для них необходимо обеспечить высокую скорость охлаждения в области температур кристаллизации (от температуры плавления до температуры $800\text{ }^{\circ}\text{C}$), а при $T < 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ — низкую скорость охлаждения в целях получения в сварном шве структуры с малой склонностью к образованию холодных трещин.

При лазерной сварке скорость охлаждения соответствует значению, при котором в шве и ЗТВ возникает мартенсит с высокой вероятностью образования холодных трещин. Действительно, есть литературные данные, свидетельствующие о том, что в рассматриваемых

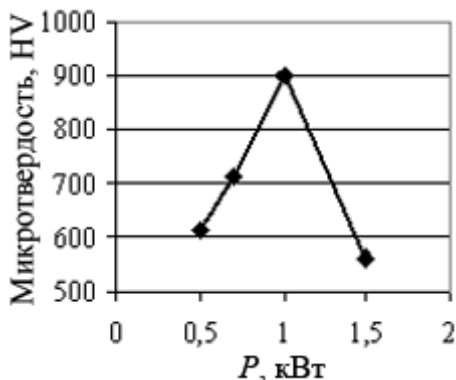


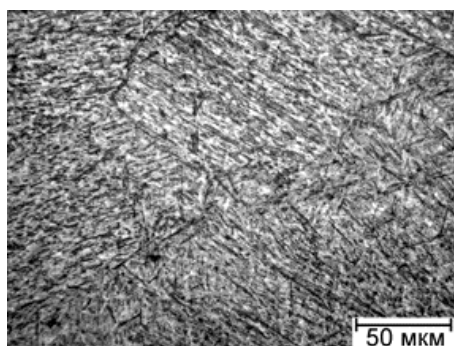
Рис. 2. Зависимость микротвердости ЗЛВ стали У8 от мощности излучения волоконного лазера при скорости обработки $0,01\text{ м/с}$

сталях при скоростях охлаждения более 50 К/с увеличивается склонность к образованию холодных трещин [2]. Применяя дополнительный световой источник, можно снизить скорость охлаждения в заданном диапазоне значений температуры, тем самым перейдя в бейнитную область. Это уменьшает вероятность образования холодных трещин.

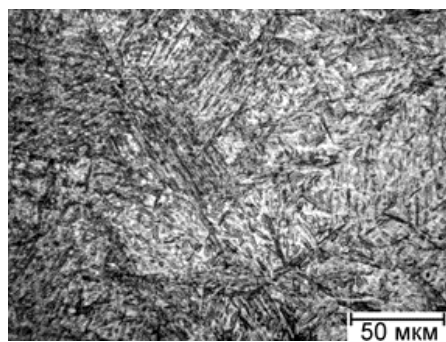
В целях установления степени влияния термического воздействия на изменение структуры в шве и околошовной зоне проводили статистическую обработку имеющихся результатов по микротвердости с помощью программы Matrixer по методике, предложенной Л.Н. Майоровым (рис. 2).

При лазерной сварке стали 30ХГСА образуется малопластичная закалочная структура, которая представляет собой в основном мартенсит с высокой твердостью и склонна к образованию трещин. Установлено, что лазерная сварка стали 30ХГСА сопровождается высокой скоростью охлаждения и образованием в металле шва крупноигольчатой структуры, состоящей, как правило, из мартенсита и бейнита (рис. 3, а). Значения микротвердости $640\text{...}480\text{ НВ}$ характерны для этих структур, тогда в структуре шва преобладает мартенсит. Процентное соотношение фаз на поверхности сварного шва: мартенсит 95% , бейнит 5% . Такая

структура более склонна к образованию трещин. Данные металлографических исследований структуры ЗТВ стали 30ХГСА свидетельствуют о том, что структура линии сплавления с мелким зерном содержит мартенсит и бейнит, количество которого увеличивается в этом участке по сравнению с количеством бейнита в зоне шва. По мере удаления от линии сплавления в основной металл происходит выделение троостита, а количество бейнита и его дисперсность уменьшаются. В участках полной и неполной перекристаллизации наряду с участками троостита в структуре существуют участки перлита и феррита. Микротвердость ЗТВ составила 580...230 НВ. Описанные изменения структур в характерных участках околошовной зоны стали 30ХГСА находятся в полном соответствии с характером изменения микротвердости (рис. 4).



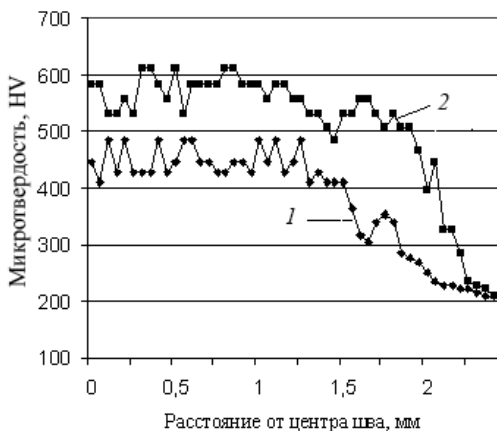
а



б

Рис. 3. Микроструктуры зоны сварного шва пластин из стали 30ХГСА (поперечное сечение) после лазерной (*а*) и лазерно-световой (*б*) сварки ($\times 400$)

Рис. 4. Изменение микротвердости по поверхности в поперечном сечении сварного шва пластин из стали 30ХГСА для лазерно-световой сварки (1) (мощность лазера $P_{\text{лаз}} = 1,4$ кВт; скорость сварки $v_{\text{св}} = 20$ м/ч; мощность лампы $P_{\text{лам}} = 2$ кВт) и лазерной сварки (2) ($P_{\text{лаз}} = 1,1$ кВт; $v_{\text{св}} = 20$ м/ч)



При лазерно-световой сварке стали 30ХГСА происходит уменьшение скорости охлаждения и образование в зоне шва трооститобейнитной структуры с преобладанием троостита, что должно снизить вероятность образования холодных трещин (рис. 3, *б*). Микротвер-

дость зоны шва составила 420...480 НВ. Процентное соотношение фаз на поверхности сварного шва: бейнит 33 %, троостит 67 %; в ЗТВ — бейнит 39 %, троостит 61 %. В поперечном сечении на расстоянии 0,3 мм от поверхности микротвердость зоны шва несколько выше, чем на поверхности (420...530 НВ). В этом случае формируется структура, количество бейнита в которой увеличивается, а количество троостита несколько ниже по сравнению с количеством троостита в структуре на поверхности шва. Процентное соотношение фаз в поперечном сечении шва на расстоянии 0,3 мм от поверхности образца: бейнит 42 %, троостит 58 %. Образование в структуре трооститобейнитного шва снижает вероятность образования холодных трещин.

Данные металлографических исследований структуры ЗТВ стали 30ХГСА после лазерно-световой сварки свидетельствуют о том, что структура линии сплавления с мелким зерном состоит в основном из бейнита и троостита, количество которого увеличивается в этом участке по сравнению с количеством в зоне шва. Микротвердость ЗТВ 480...230 НВ. Описанные изменения структур в характерных участках ЗТВ стали 30ХГСА находятся в полном соответствии с характером изменения твердости (см. рис. 4).

Несмотря на достигнутые успехи, гибридная лазерная сварка полностью не решает проблем, стоящих перед технологами. Особенно это ощущается при сварке изделий больших толщин (более 8 мм) из закаленных сталей. Эффективность процесса гибридной сварки резко снижается с увеличением толщины свариваемого металла. В этом случае для стали типа 30ХГСА скорость охлаждения металла в корневой части шва оказывается выше, чем на поверхности. Это связано с возникновением в указанной зоне закалочных структур, повышением твердости и снижением пластичности. Перечисленные проблемы можно решить совмещением двух лазерных лучей. В результате такого воздействия по сравнению с одним лучом увеличивается объем жидкой ванны, происходит уменьшение жесткости термического цикла, снижается скорость охлаждения металла сварного соединения в 1,5—2 раза, в структуре шва образуется трооститобейнит и уменьшается твердость.

Совместное применение двух или нескольких лазерных лучей обеспечивает повышение производительности процесса, снижение требований к точности сборки свариваемых заготовок, а также регулирование скорости охлаждения в диапазоне значений температуры фазовых и структурных превращений. При этом достигаются более высокие значения механической прочности по сравнению с однолучевой и дуговой сваркой.

Исследования макро- и микроструктуры сварных швов, полученных на низколегированных трубных перлитных и бейнитных сталях, показали по сравнению с однолучевой сваркой отсутствие закалочных структур и снижение микротвердости в 1,5—2 раза.

Например, для стали 08ГФБАА сварной шов имеет ферритно-бейнитную мелкозернистую структуру с зерном, соответствующим 11—12 баллам, зона нормализации — 13—14 баллов.

Сотрудниками кафедры исследовано формирование структуры металла в процессе лазерной наплавки как при использовании импульсно-периодического, так и непрерывного излучения.

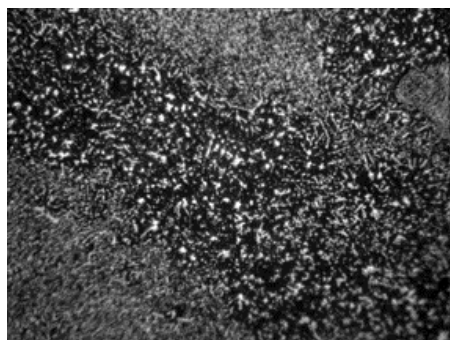
Получение качественной восстановленной детали сопряжено в основном с необходимостью сохранения служебных и механических свойств ЗТВ, а также технологической прочности ЗТВ и наплавленного металла. Длительное пребывание металла ЗТВ при повышенных температурах вызывает растворение упрочняющих фаз и способствует более полному протеканию временных деформаций.

Наплавленные детали имеют три ярко выраженные зоны: литую зону; металл, подвергшийся термическому влиянию (ЗТВ); основной металл, не испытывавший теплового воздействия. Реализован сравнительный анализ структур ЗТВ, возникающих при восстановительной наплавке. В случае применения непрерывных режимов у линии сплавления со стороны основного металла происходит некоторое уширение границ, что свидетельствует о повышении дефектности ЗТВ. При импульсно-периодическом излучении в объемах металла вплоть до линии сплавления не наблюдаются каких-либо существенных изменений структуры. Возможные изменения структурно-чувствительных свойств оценивали при сравнении результатов измерения микротвердости в зоне, прилегающей к линии сплавления со стороны основного металла, и в основном металле. Для этого применяли методику статистического анализа, предложенную Л.Н. Майоровым. В основу расчета положены экспериментальные данные измерения значений микротвердости. Оценка результатов показала, что при лазерной наплавке непрерывным излучением наблюдается некоторое разупрочнение в ЗТВ. Вероятность различия микротвердости зоны, прилегающей к линии сплавления, и микротвердости основного металла составляет 90 %. В случае импульсно-периодического излучения анализ показывает, что с вероятностью 90 % микротвердость зоны, прилегающей к линии сплавления, не отличается от микротвердости основного металла.

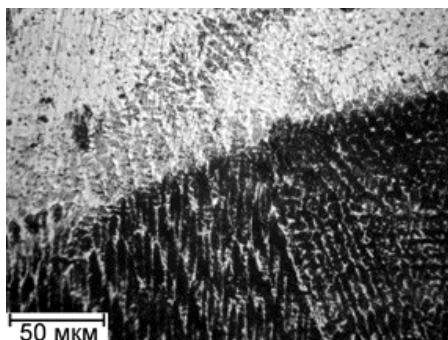
Результаты исследований, выполненных просвечивающей электронной микроскопией, показали следующее: при наплавке импульсно-периодическим излучением ЗТВ имеет протяженность менее 0,01 мм. В этой зоне не происходит растворения упрочняющей фазы, которая становится лишь существенно дисперснее. Очень важно, что при переходе от основного металла к ЗТВ кристаллографическая ориентировка матрицы сохраняется вплоть до начала литой зоны. Это свидетельствует о возможности применения метода лазерной наплавки для ликвидации дефектов в монокристалльных деталях.

Изучение структуры наплавленной области показало, что при глубоко проплавлении основного металла валик имеет высокую макро-

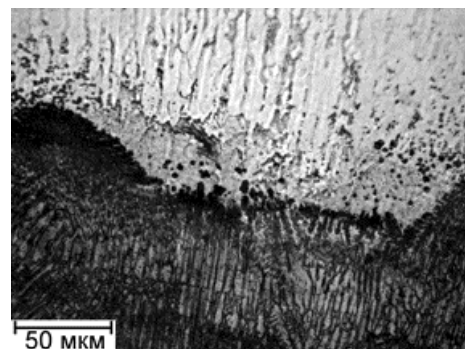
неоднородность. Это объясняется незавершенностью процессов выравнивания химического состава при перемешивании основного и присадочного металлов в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения. При незначительном оплавлении подложки химическая неоднородность выражена меньше. В процессе формирования валика происходит незначительное подплавление основного металла. На линии сплавления наблюдается рост твердой фазы от оплавившихся зерен основного металла, что свидетельствует об установлении прочной металлической связи между основным и наплавленным металлом. Такая же прочная связь формируется между отдельными наплавленными валиками (рис. 5, а).



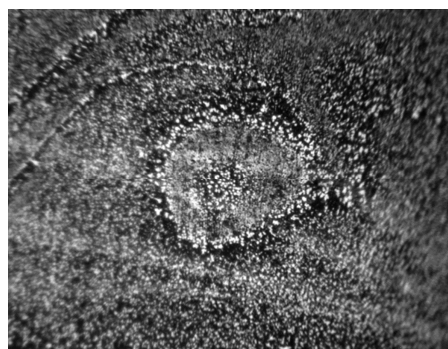
а



б



в



г

Рис. 5. Микроструктура при росте твердой фазы от оплавленных элементов первичной структуры у линии сплавления двух валиков (а), границы сплавления инструментальная сталь — никелевый сплав (б), никелевый сплав — медь (в), нерасплавившаяся частица порошка в объеме наплавленного металла (г) (×400)

Требования к минимизации термического воздействия, а также к сохранению высокой технологической прочности приводят к необходимости получения заданной толщины наплавленного слоя за несколько проходов. В многопроходных наплавках наблюдается снижение травимости зон сплавления последующего и предыдущего наплавленных валиков. Литая зона имеет ячеисто-дендритное

направленное строение. При росте кристаллов в условиях термоконцентрационного переохлаждения должно происходить их укрупнение при приближении к верхней кромке. Однако изменение термического воздействия при периодическом поступлении теплоты вызывает периодическую остановку роста кристаллов и не способствует существенному увеличению размеров первичной структуры.

При выполнении многопроходных наплавленных слоев происходит термомодеформационное воздействие последующих наплавленных валиков на предыдущие валики. О степени такого воздействия можно судить по значениям микротвердости в интересующих объемах металла. В наплавленном металле имеются локальные очаги с повышенными значениями твердости, что можно объяснить наличием упрочняющих фаз. Не выявлено влияние нагрева при выполнении последующих валиков на твердость предыдущих валиков, а также на области, прилегающие к линии сплавления. Таким образом, полученные результаты могут свидетельствовать о несущественном изменении структуры при переходе из слоя в слой, т. е. минимальном термическом воздействии на литой металл.

В настоящее время исследование лазерной наплавки на кафедре «Лазерные технологии в машиностроении» развивается в нескольких взаимосвязанных направлениях. Способ объемного формообразования деталей машин методом лазерного переплава присадочного металла позволяет изготовить детали, которые невозможно получить другими методами обработки. Например, сформировать в теле детали охлаждающий канал сложной пространственной конфигурации, у которого для повышения теплоотвода стенка выполнена из меди.

При проведении исследований методом лазерного объемного формообразования была получена композиция инструментальная сталь — медь. В качестве подложки использовали металл, полученный путем переплава порошка 4Х5МФ1С. При наплавке меди на сталь происходит проникновение меди по границам аустенитного зерна, что снижает прочностные и служебные характеристики линии сплавления. Для избежания этого между инструментальной сталью и медью нанесли подслои из сплава на никелевой основе. При этом формировалось бездефектное соединение. Исследование структуры композитного слоя, полученного методом лазерного объемного формообразования, подтвердило это. Металлографические исследования показали следующее: в слое из инструментальной стали формируется направленная ячеисто-дендритная структура без видимых изменений между отдельными составляющими слоями. В зоне сплавления инструментальной стали с никелевым сплавом наблюдается рост металла аустенитного состава в виде ячеистых дендритов от оплавленных элементов первичной структуры подложки (рис. 5, б). В прослойке из металла на никелевой основе, так же как и в инструментальной стали, происходит возрастание наплавленного металла в виде ячеистых дендритов от оплавленных элементов первичной структуры подложки. Существенных

изменений между отдельными составляющими ее слоями не наблюдается. На границе сплавления никелевый сплав — медь не обнаружено дефектов в виде проникания меди в подложку (рис. 5, в). Это свидетельствует о высоком качестве переходной зоны. Наплавленный слой из меди имеет типично литую структуру, строение которой при переходе из слоя в слой не имеет существенных различий. Таким образом, проведенные исследования подтвердили возможность получения композитных слоев инструментальная сталь — медь в процессе лазерного объемного формообразования.

Сотрудниками кафедры «Лазерные технологии в машиностроении» разработаны способы лазерной наплавки, позволяющие формировать структуру с требуемыми свойствами. Большое внимание уделялось изучению формирования структуры наплавленного металла порошками системы Ni — Cr — В — Si. На образование микроструктуры существенно влияет термическое воздействие на затвердевающий металл. Промышленные сплавы системы Ni — Cr — В — Si, легированные углеродом, при затвердевании кристаллизуются с выделением первичных упрочняющих карбидных и боридных фаз, а также сложных карбоборидных фаз, γ -твердого раствора и эвтектики [γ + Ni₃B]. При лазерной наплавке на поверхности сплава достигается температура кипения и расплавления самых тугоплавких компонентов. Лазерная наплавка характеризуется чрезвычайно высокими скоростями охлаждения, на порядок превосходящими скорости при традиционных методах наплавки, что приводит к измельчению первичной структуры. Так, расстояние между осями второго порядка для наплавки токами высокой частоты составляет $(12...20) \cdot 10^{-6}$ м, а для лазерной наплавки — $(2,5...0,5) \cdot 10^{-6}$ м. Размеры структурных составляющих наплавленного металла также зависят от скорости охлаждения расплавленной ванны. При лазерной наплавке при невысоких скоростях (до $16,7 \cdot 10^{-3}$ м/с) размер частиц упрочняющей фазы не превышает $(2...4) \cdot 10^{-6}$ м. Увеличение скорости наплавки до $(33,3...50,0) \cdot 10^{-3}$ м/с приводит к их существенному измельчению, в некоторых случаях наблюдается полное растворение карбидов и боридов. Оптической микроскопией при увеличении в 2 000 раз они не обнаруживаются.

В области высокопроизводительных режимов особенностью формирования структуры при лазерной наплавке сплавов системы Ni — Cr — В — Si, легированных углеродом, является возможность возникновения квазиэвтектической структуры, содержащей вместо трех, только две фазы: сильно пересыщенный γ -твердый раствор на основе никеля и фазу типа Ni₃B, причем размер частиц второй фазы не превышает $5 \cdot 10^{-6}$ м [3]. Наличие такой структуры резко повышает износостойкость (в 5—10 раз по сравнению с традиционными методами).

Важное место в работах, проводимых на кафедре, занимают вопросы технологической прочности, направленные на устранение трещин в наплавленном металле. Наличие трещин в покрытиях сни-

жает усталостную прочность деталей более чем в 10—20 раз и может стать причиной преждевременного разрушения и выхода из строя изделия. Этот вид дефектов является одним из самых распространенных. При непрерывном режиме лазерной наплавки в отдельно расположенных валиках образуются поперечные трещины, находящиеся друг от друга на расстоянии 0,8 мм и более по длине наплавки.

Сотрудниками кафедры исследовано образование трещин при наплавке порошками системы Ni — Cr — В — Si [4]. Зародыши трещин в наплавленном металле располагаются по зонам срастания дендритов. Анализ пластических свойств металла в высокотемпературной области на этапе охлаждения позволил сформулировать механизм образования трещин в процессе наплавки металла системы Ni — Cr — В — Si. Он заключается в образовании кристаллизационного зародыша трещины в температурном интервале кристаллизации и распространении разрушения в твердой фазе при температуре другого провала пластичности около 400 °С.

Для получения требуемых свойств деталей при их восстановлении часто изменяют химический состав наплавленного слоя по сравнению с химическим составом основного материала. Высоких свойств наплавленного металла можно достигнуть в результате твердорастворного, карбидного или интерметаллидного упрочнения. Твердорастворное упрочнение предполагает получение требуемых свойств легированием элементами, создающими пересыщенный твердый раствор. Увеличение скорости охлаждения при лазерной наплавке позволяет зафиксировать это пересыщение. В некоторых случаях это повышает служебные и эксплуатационные характеристики изделия. Однако при высоких температурах эксплуатации такие структуры становятся крайне нестабильными и эффекты упрочнения могут снижаться еще до выхода на рабочий режим [3].

В случае интерметаллидного упрочнения при наплавке традиционными методами происходит растворение упрочняющей фазы. Это связано с продолжительным временем пребывания при повышенных температурах. Последующая термическая обработка может не приводить к упрочнению наплавленного металла, так как основной и наплавленный металлы часто отличаются температурными интервалами выделения интерметаллидной фазы.

Результаты исследования показали, что при наплавке импульсно-периодическим излучением порошками ВКНА возможно сохранение большого содержания интерметаллидной фазы при ее максимальной дисперсности. Сплав ВКНА можно рассматривать как естественный композит, самоорганизующийся при кристаллизации. Он является сложнoleгированной эвтектикой, состоящей из γ -Ni и легированного интерметаллида γ' -Ni₃Al. Повышенная жаропрочность ВКНА определяется большой объемной долей и высокой дисперсностью вторичных выделений γ' -фазы Ni₃Al, образующихся при старении пересыщенного твердого раствора на основе никеля и имеющих кубическую форму, пе-

риод кристаллической решетки которых по сравнению с Ni-матрицей отличается на 0,3...0,5 %. При высоких температурах происходит разупрочнение этого сплава вследствие огрубления частиц γ' -фазы Ni_3Al , вызванного ускорением диффузионных процессов и уменьшением объемной доли вторичных выделений γ' -фазы Ni_3Al в результате повышения ее растворимости в γ -Ni-матрице [5].

Важная задача, вызванная потребностями авиационной промышленности, — восстановление лопаток газотурбинных двигателей, выполненных из жаропрочных сплавов с интерметаллидным упрочнением. Такие сплавы имеют ограниченную свариваемость или несвариваемы. При термическом воздействии в наплавленном металле и ЗТВ возникают трещины. Высокая концентрация энергии лазерного излучения в пятне нагрева способствует созданию благоприятных условий для формирования наплавленного слоя и повышения технологической прочности. Методом объемного формообразования удастся восстановить объемные элементы, утраченные, например, в процессе работы лопатки. Весьма перспективны для применения в газотурбинных двигателях пятого поколения монокристалльные лопатки. При изготовлении этих весьма дорогостоящих изделий возникает большое количество брака. Работы, проведенные на кафедре «Лазерные технологии в машиностроении», показали принципиальную возможность устранения поверхностных дефектов в них методом объемного лазерного формообразования [5].

При этом возникает не менее сложная задача, связанная с необходимостью создания в наплавленном металле переходных структур со специальными свойствами, изменяющимися в пределах объема изготавливаемой детали. Трудности заключаются в необходимости сбалансированного дозирования энергии лазерного излучения и количества подаваемого порошка. В зависимости от сочетания этих факторов можно достичь полного или частичного оплавления, либо сохранить нерасплавленными частицы порошка в лазерном луче. Частичное оплавление частиц позволяет получить композитную структуру. В этом случае закристаллизовавшийся в условиях лазерного переплава основной металл является матрицей, в которую внедрены нерасплавившиеся и придающие изделию специальные свойства частицы порошка [7]. На рис. 5, 2, показана нерасплавившаяся частица порошка, обнаруженная в объеме наплавленного металла.

Наряду с упрочняющим действием, нерасплавившийся порошок создает дополнительные центры кристаллизации, которые способствуют получению дисперсной разориентированной первичной структуры. В зоне сплавления валиков наблюдается возникновение полиэдров, что свидетельствует о высоком термokonцентрационном переохлаждении в объемах металла, прилегающих к линии сплавления.

Сформировать композитную структуру при лазерной наплавке возможно сохранением карбидов, подаваемых в расплав вместе с присадочным металлом или выделением из расплава карбидов, рас-

творенных при переплаве присадки. В работах Д.Ю. Новиченко установлена возможность получения наплавленного металла с высокими свойствами, содержащего перекристаллизованный карбид титана, который выделяется в матрице в виде мелкодисперсных образований. Для некоторых композитов такой путь неприемлем. Например, при получении лазерной наплавкой композитной структуры карбид хрома — алюминид никеля происходит растворение карбида хрома и его перекристаллизация. В этом случае наплавленный металл с большим количеством перекристаллизованного карбида хрома теряет пластичность и в нем формируются трещины.

При введении карбидов металлов в состав наплавочных порошков частичное оплавление упрочняющих частиц порошка позволяет получить композитную структуру. В этом случае закристаллизовавшийся в условиях лазерного переплава основной металл является матрицей, в которую внедрены нерасплавившиеся и придающие изделию специальные свойства частицы порошка. Предупреждение растворения упрочняющей фазы удастся добиться значительным снижением времени контакта карбидной частицы с жидким металлом матрицы. В работе [7] показано, что для композитной структуры кобальт — карбид вольфрама при наплавке непрерывным излучением упрочняющая фаза может сохраняться при уменьшении мощности излучения или увеличении скорости процесса. Импульсно-периодические режимы излучения позволяют задать требуемые параметры термического цикла и сохранить карбидную фазу. Об этом свидетельствует обнаруженное в наплавленном металле частичное оплавление присадки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн. 6: Основы лазерного термоупрочнения сплавов / Под ред. А.Г. Григорьянца. — М.: Высш. шк., 1988. — 159 с.
2. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н. Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн. 5: Лазерная сварка металлов / Под ред. А.Г. Григорьянца. — М.: Высш. шк., 1988. — 207 с.
3. Сафонов А.Н. Микроструктура никельхромборкремниевых сплавов, наплавленных с помощью лазерного излучения // Сварочное производство. 1990. № 11. — С. 34—36.
4. Анализ условий образования трещин при лазерной наплавке порошковых системы Ni — Cr — V — Si / В.П. Морозов, А.И. Мисюров, А.Г. Григорьянц и др. // Сварочное производство. 1987. № 5. — С. 32—34.
5. Термостабильность структуры на основе Ni₃Al и его применение в рабочих лопатках малоразмерных ГТД / К.Б. Поварова, Н.К. Казанская, А.А. Дроздов и др. // Металлы. 2003. № 3. — С. 15—19.
6. Восстановление деталей из жаропрочных сплавов методом лазерной наплавки / А.И. Мисюров, А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов и др. // Сварка на рубеже веков. — М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002. — С. 81.
7. Мисюров А.И., Джан Цин, Третьяков Р.С. Сохранение упрочняющих фаз в наплавленных слоях при лазерной обработке // Лазеры в науке, технике, медицине. 2008. Т. 19. — С. 109—112.

Статья поступила в редакцию 11.09.2012