

УДК 669.056.017

В. И. Гуринович¹, В. С. Голубев¹, Н. Ф. Соловей²¹ Государственное научное учреждение «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси», Минск² Открытое акционерное общество «Научно-технический центр комбайностроения», Гомель

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКЕ И МОДИФИЦИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ

В данной работе изучались закономерности формирования структуры и свойств среднелегированных сталей при лазерной закалке и лазерном модифицировании.

Ключевые слова: износостойкость, лазерная обработка поверхности, упрочнение, лазерная закалка, легирование.

Введение. Предприятиям нашей страны в условиях всё возрастающей конкуренции и требований к качеству выпускаемой продукции необходима разработка новых материалов и технологий для комплексного решения проблем усиления надёжности и увеличения срока службы машин и механизмов, придания металлическим изделиям специальных свойств: повышение прочности, износостойкости, коррозионной и термической стойкости, надёжности и т. п. В этих целях целесообразно использовать технологии лазерной обработки поверхности [1], [2], [3]. В настоящее время лазерные технологии прочно заняли свои позиции в промышленности ведущих стран мира. Применение технологических лазеров обусловлено возможностями сфокусированного лазерного излучения: бесконтактность и локальность воздействия, минимальная зона термического влияния, высокие скорости нагрева и охлаждения, снижение уровня остаточных напряжений, отсутствие коробления, повышение дисперсности структуры.

Данные эксперименты с использованием лазерных технологий проводились на наиболее распространённых и широко используемых марках сталей типа 9ХС, 9ХФ, ХВГ, 42CrMo4, 51CrV4 и др. Образцы сталей были закалены и отпущены по рекомендованным режимам с использованием печного нагрева. В их исходной структуре присутствовал отпущенный мартенсит с некоторым количеством остаточного аустенита, и твёрдость составляла 60...62 HRC. При лазерном модифицировании предварительно на образцы указанных сталей шликерным методом наносили порошок износостойкого состава, содержащий карбиды вольфрама, хрома, бориды и другие тугоплавкие соединения. Обработку поверхности проводили с использованием CO₂-лазера непрерывного действия «КОМЕТА-2». При расплавлении на поверхности формировались слои с пластичной основой и тугоплавкими очень твёрдыми упрочняющими частицами (карбидами, боридами, оксидами и др.), прочно удерживающимися вязким твёрдым раствором слоя и обладающими хорошей сцепляемостью с подслоем. Микроструктурный анализ проводили в поперечных сечениях перпендикулярно поверхности травленных ниталем шлифах на оптическом микроскопе Neophot, дюротрический — на микротвердомере ПМТ-3.

Результаты исследования и их обсуждение. Установлено, что при лазерной закалке на поверхности подготовленных образцов так же, как и в углеродистых сталях [3], имеется обезуглероженный слой, в котором концентрация углерода и легирующих элементов ниже, чем внутри образцов, глубина его 0,15...0,20 мм. После лазерной обработки стали ХВГ на поверхности в результате неглубокого частичного расплавления поверхностного слоя образовался мелкодисперсный, слаботравящийся мартенсит в границах областей зёрен с более равноосной морфологией. Ниже наблюдается выраженный столбчатый характер перекристаллизованных в твёрдом состоянии мартенситных областей по направлению теплоотвода, постепенно переходящих к слою, содержащему смесь мартенсита с трооститом (более тёмной составляющей, окаймляющей мартенситные области и расположенной внутри бывших аустенитных зёрен). Ещё глубже — смесь мартенсита с трооститом, сорбитом и очень мелкими выделениями карбидной фазы. По мере углубления количество карбидных включений возрастает,

и располагаются они преимущественно по границам зёрен, образуя цепочки; увеличивается доля сорбита, уменьшаются доли мартенсита и троостита. Характер изменения микроструктуры в стали 9ХС (рисунок 1) иной, чем в стали ХВГ.

Лазерная закалка её образцов приводит к перенасыщению углеродом, хромом и кремнием твёрдого раствора аустенита поверхности, который закристаллизовывается в смесь мелкодисперсного мартенсита и большого количества остаточного аустенита. Сталь обладает более высокой теплопроводностью и прокаливаемостью по сравнению со сталью ХВГ, в которой наблюдались слои с полной (со структурой мартенсита) и неполной закалкой (там, где имела смесь перекристаллизованного мартенсита с трооститом). Весь же аустенит в стали 9ХС, нагретый до температуры выше A_{c1} , претерпевает полную закалку, превращается в мартенсит с некоторым количеством остаточного аустенита. В то же время из остаточного аустенита успевают выделиться мельчайшие карбидные включения цементита точечных размеров округлой морфологии. При температуре нагрева ниже A_{c1} эти включения, являясь готовыми центрами кристаллизации, сразу же начинают расти, забирая углерод из мартенсита основы, и разупрочняют его, что подтверждается и отображается на кривых изменения твёрдости. Таким образом, мартенсит этой стали обладает низким сопротивлением к разупрочнению и в процессе охлаждения успевае потерять тетрагональность и искажения кристаллической решётки, т. е. сама сталь в подслое практически не испытывает дополнительного упрочнения. Структура быстро становится похожей на структуру сфероидизированного перлита (смеси феррита с цементитом). Сталь 9ХФ упрочняется в большей степени и на большую глубину, чем 9ХС и ХВГ. Микроструктура образца стали 9ХФ после лазерной модифицирующей обработки изменяется (рисунок 2).

Здесь глубина слоя наплавки — 0,3 мм. Протяжённость перекристаллизованной зоны составила 0,35 мм. Максимальная твёрдость мартенсита в ней — 7 740 МПа (61 HRC). Минимальное значение твёрдости в зоне, нагретой ниже A_{c1} , — 4 750...5 400 МПа (46...48 HRC). В структуре наблюдается смесь мартенсита очень высокой дисперсности с остаточным аустенитом. Структура стали с мелким первичным зерном порядка 5...20 мкм и мартенситной фазой, устойчивой к релаксационным явлениям. В структуре подслоя, по нашему мнению, имеются карбидные включения VC, которые тормозят рост зерна при нагреве и способствуют упрочнению аустенита при фазовом превращении, а мелкое зерно обеспечивает стали повышенные пластические свойства.

В исходных структурах сталей 9ХФ и 42CrMo4 после лазерной закалки и лазерного модифицирования присутствует мелкодисперсная смесь мартенсита с карбидами точечной морфологии, по нашему мнению, с некоторым количеством остаточного аустенита и твёрдостью 5 500 МПа. Аналогично упрочнению углеродистых сталей, например стали 60ПП, в данном случае также наблюдается волнообразный характер изменения твёрдости по сформированным слоям: слой наплавки, упрочнения, отпуска и основного металла подслоя (таблица 1).

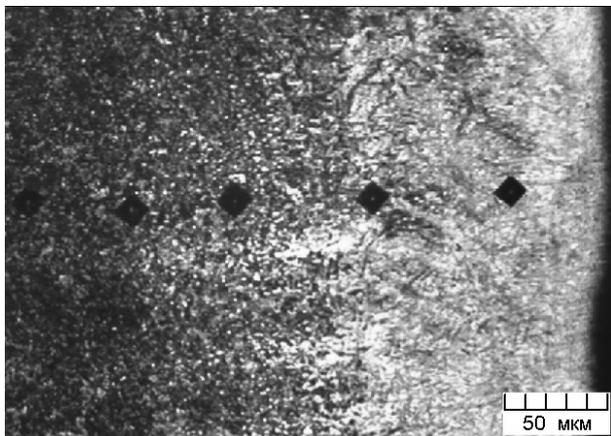


Рисунок 1 — Микроструктура стали 9ХС при лазерной закалке

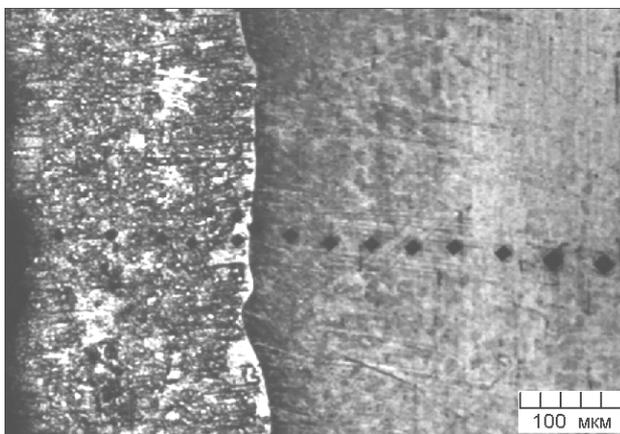


Рисунок 2 — Микроструктура стали 9ХФ после лазерного модифицирования

Т а б л и ц а 1 — Зависимость основных параметров лазерного модифицирования образцов из стали 42CrMo4 от линейной скорости перемещения лазерного луча

Сформированный слой	Основные параметры	Линейная скорость перемещения лазерного луча, мм / с			
		15	30	45	60
Наплавленный слой	Толщина наплавленного слоя, мм	0,17	0,11	0,08	0,05
	Максимальная твёрдость матрицы в слое, МПа (HRC)	10 350 (69,0)	8 500 (64,0)	7 950 (62,0)	11 300 (73,0)
Зона упрочнения	Общая глубина зоны упрочнения, мм	0,60	0,50	0,32	0,25
	Максимальная твёрдость, МПа (HRC)	6 450 (55,5)	7 250 (59,0)	8 150 (62,5)	8 850 (64,5)
Зона отпуска	Глубина, мм	0,51	0,65	0,67	0,65
	Минимальная твёрдость, МПа (HRC)	3 450 (35,5)	4 750 (46,0)	4 650 (45,5)	4 200 (42,5)

Из неё следует, что в зависимости от вводимой энергии лазерного излучения меняются протяжённость слоёв и величина упрочнения мартенсита перекристаллизации. Твёрдость матрицы в наплавке возрастает по мере растворения упрочняющих фаз и насыщения твёрдого раствора основы и составляет 8 000...11 300 МПа. Глубина зоны упрочнения уменьшается по мере увеличения линейной скорости перемещения луча, меняясь от 0,60 до 0,25 мм. При этом максимальная твёрдость в зоне упрочнения возрастает до ~6 450 МПа при 15 мм / с и до ~8 850 МПа при 60 мм / с. Суммарная протяжённость зоны термического влияния уменьшается по мере увеличения скорости обработки.

На границе наплавленного слоя и подслоя наблюдается снижение твёрдости мартенсита, которое можно объяснить изменением легированности твёрдого раствора элементами из слоя наплавки и, вследствие этого, присутствием большого количества остаточного аустенита в смеси с мартенситом в приграничной перекристаллизованной структуре твёрдых матричных растворов как со стороны наплавки, так и подслоя.

Что касается твёрдости тугоплавких упрочняющих частиц в слое, то они присутствуют в виде скруглённых частиц разной травимости: светлых с твёрдостями порядка 17 800...28 000 МПа и более, а также в виде более тёмных, как бы фрагментированных, включений большей травимости, но сохраняющих геометрическую форму областей с твёрдостями порядка 11 000...13 000 МПа. В целях увеличения толщины наплавленного слоя и глубины зоны упрочнения была опробована двукратная упрочняющая обработка с повторным нанесением шликерного слоя и последующего модифицирования с использованием выбранного режима. Анализ результатов показывает, что характер кривой распределения твёрдости при повторном наложении модифицированного слоя остаётся неизменным. Величина упрочнения в зоне перекристаллизации осталась той же (максимальная твёрдость ~5 700...5 900 МПа). Однако увеличилась протяжённость зоны отпуска (~0,4 мм вместо ~0,3 мм). Уменьшилась длина приграничного слоя, в котором наблюдается падение твёрдости с небольшим снижением по величине (значение твёрдости порядка 3 200 МПа, для сравнения: ~3 450 МПа — при однократном проходе). Толщина слоя наплавки увеличилась до 0,25 мм вместо 0,20 мм. Таким образом, существенного упрочнения в зоне термической перекристаллизации с использованием повторного лазерного модифицирования с нанесением шликера и оплавлением не получено, но толщина наплавленного слоя увеличилась примерно в 1,25 раза. Дальнейшее упрочнение мартенсита возможно получить, используя повторное вторичное твердение с дополнительным отпуском.

Отпуск образцов стали 42CrMo4 после лазерной модифицирующей обработки проводили в интервале температур 300...700°C в печи сопротивления (выдержка 1 ч, охлаждение — воздух) (таблица 2).

Из них следует, что оптимальной температурой для упрочнения мартенсита в зоне, подвергнутой перекристаллизации с использованием процессов вторичного твердения, можно считать температуру,

Т а б л и ц а 2 — Результаты экспериментов по отпуску стали 42CrMo4 после лазерной модифицирующей обработки

Температура отпуска, °С	Глубина слоя наплавки, мм	Максимальная твёрдость в перекристаллизованном слое, МПа (HRC)	Остаточная твёрдость в основе, МПа (HRC)
300	0,35	4 650 (46)	3 950 (40,0)
400	0,29	6 200 (55)	5 400 (50,0)
500	0,15	7 400 (60)	6 400 (55,5)
550	0,25	4 050 (42)	3 950 (50,0)
600	0,15	3 750 (39)	4 050 (42,0)
700	0,20	2 550 (25)	2 500 (24,5)

равную 500°С, при которой твёрдость мартенсита возрастает с 6 450 МПа (55,5 HRC) до 7 400 МПа (60,0 HRC) в результате протекания процессов старения.

Дополнительная перезакалка образцов этой стали, нагретых до температуры 800°С в печи сопротивления (10 мин с последующим охлаждением в воду), при толщине слоя 0,175 мм показала увеличение твёрдости в основе до 9 250 МПа (65...67 HRC) и отсутствие характерного для зоны отпуска интервала снижения твёрдости на кривой её изменения по глубине образцов. Однако в слое наплавки при закалке с применением воды в качестве закалочной среды наблюдались трещины. Использование в качестве охлаждающей среды масла приводит к снижению показателей твёрдости мартенсита основы 8 150 МПа (62,5 HRC), но позволяет устранить образование трещин в наплавленном слое. Характер кривой изменения твёрдости по глубине образцов остаётся таким же, как и при закалке в воду. Трещин в слое наплавки толщиной 0,05...0,17 мм не наблюдалось. При толщине, равной 0,35 мм, присутствовали отдельные трещины, перпендикулярные поверхности.

Перезакалка образцов стали с использованием нагрева токами высокой частоты от температур 800 и 830°С и охлаждением в масло дала следующие результаты: твёрдость основы — 8 400...8 500 МПа (63...64 HRC) и 7 400...7 500 МПа (60...61 HRC) соответственно. При этом в наплавленных слоях толщиной 0,10...0,30 мм трещин также не наблюдалось.

Далее были проделаны эксперименты с нанесением одинаковых модифицированных слоёв на подслои образцов выбранных сталей с различной предварительной термической обработкой. Использовали образцы в состоянии поставки (сырые) и с закалённой основой (температура закалки 800°С из печи, охлаждение в масло). Оказалось, что в наплавленном слое обоих образцов получены высокие твёрдости порядка 12 000 МПа (72 HRC) и 7 500...7 700 МПа (60...61 HRC) в зоне перекристаллизации. Твёрдость основы за зоной перекристаллизации в образцах, упрочнённых с использованием сырых образцов, осталась на уровне 2 200...2 300 МПа (20...21 HRC), на глубине порядка 0,5 мм и далее она примерно одинакова. В образцах с закалённой основой после зоны перекристаллизации наблюдается зона отпуска протяжённостью примерно 1,0...1,2 мм, затем прослеживается дальнейший рост значений твёрдости до исходной по мере уменьшения температуры нагрева образца по сечению из-за снятия напряжений в кристаллической решётке мартенсита и протекания релаксационных явлений. Минимальное значение твёрдости в этой зоне — 4 350...4 400 МПа (44...46 HRC). Режимы лазерной обработки для сталей подобраны ранее в зависимости от плотности, мощности лазерного излучения установки «Комета-2», линейных скоростей перемещения лазерного луча, расстояния между лазерными дорожками и диаметра лазерного пятна.

В целях восстановления структуры материала подложки нами была опробована перезакалка образцов обеих сталей, подвергнутых лазерному модифицированию, заключающаяся в дополнительном нагреве в печи сопротивления, и быстрое охлаждение с разными скоростями. Было опробовано охлаждение в холодном масле, а также водой под давлением (спрейерная закалка по специально разрабо-

танним технологиям [2]). В результате металлографического анализа установлено, что падение твёрдости в зоне отпуска отсутствует, твёрдость основы повысилась до 9 200...9 500 МПа (65...66 HRC). Однако в образцах с использованием закалённого подслоя в стали 9ХФ, лазерно-упрочнённых и заново закалённых, визуально обнаружались тонкие трещины, распространяющиеся вглубь от поверхности. Количество таких трещин возрастало при механической обработке, связанной, например, с заточкой кромки шлифованием, несмотря на то, что она выполнялась абразивным кругом с интенсивным охлаждением водяной эмульсией. В образцах с дополнительной закалкой после лазерной модифицирующей обработки с использованием сырого подслоя трещин не наблюдалось.

Было также проведено испытание образцов ударным воздействием стали 9ХФ с заточенной кромкой. В результате ударов по кромке происходило её разрушение с формированием выбоин и образованием макроструктуры хрупкого излома с кристаллическим строением. Применение дополнительного отпуска образцов при температурах 200...280°C привело к снятию напряжений, протеканию релаксационных процессов и постепенному изменению вида излома, имеющего неоднородный характер разрушения. В макроструктуре поперечных сечений образцов присутствовали участки хрупкого кристаллического строения, а также вязкого ямочного. С повышением температуры отпуска величина площади разрушения с кристаллическим строением уменьшалась, увеличивалась доля вязкой составляющей с ямочным строением. Заточенные кромки образцов при испытании ударом получили выбоины с вмятинами и характерными пластически-деформированными заусенцами, а также прилежащими к выбоинам зонами пластического воздействия. Механизм разрушения стал ямочным, с фасетками межзёрненного рельефа, образованного, по нашему мнению, путём слияния микропор и микропустот.

Параллельно с образцами стали 9ХФ аналогичную лазерную и термическую обработку, а также испытания ударом проводили на образцах стали 51CrV4. Лазерная модифицирующая обработка этой стали была проведена на образцах только с закалённым подслоем. Так же, как и на образцах стали 9ХФ, при ударе по заточенной кромке ножей образовывались выбоины с образованием отделяющихся металлических частей со смешанным строением макроструктуры излома. Поверхностные слои, как со стороны модифицированного слоя, так и противоположной к нему, имели матовый ямочный характер макроструктуры излома, а во внутренних частях наблюдались гладкие блестящие участки, иногда с мелкими блестящими ступеньками и кристаллическим строением, характерным для хрупкого скола, но трещин в образцах не обнаруживалось. Отпуск ножей при температурах 200...280°C в течение 1 ч приводил к снятию напряжений в структуре, изменению напряжённого состояния, как в поверхностных, так и во внутренних слоях лезвийной части ножей, что обуславливало смену механизмов излома в слоях по сечению. Уже при температуре 220°C излом стал однородным, матового цвета, с фасетками ямочного характера разрушения, свойственного вязкому сколу. В поперечном сечении этой стали можно было наблюдать образование рельефа типа седла с приподнятыми вверх краями. Это можно объяснить тем, что в результате лазерной модифицирующей обработки на поверхности и в зоне термического влияния образуются упрочнённые слои с мелкодисперсной структурой, высоким уровнем свойств, но большими остаточными напряжениями. Остаточные напряжения в металлах образуются в результате неравномерного распределения температуры по сечению детали, протекания фазовых превращений и при проведении механической поверхностной обработки. На их величину оказывает влияние химический состав стали, они существенно зависят от величины зерна, внедрения в кристаллическую решётку чужеродных атомов и др. В целом, при лазерном модифицировании с расплавлением поверхности сложно проанализировать и описать всю совокупность явлений, которые оказывают влияние на величину и распределение остаточных напряжений, возникающих в изделиях при формировании износостойких слоев на поверхности, с применением различных металлов, имеющих разные коэффициенты теплопроводности, температурные коэффициенты линейного расширения, и различиями, обусловленными структурой слоёв наплавки и основы. Тем не менее, опробованный метод упрочнения, режимы лазерной обработки и совокупность приёмов термической обработки позволили подобрать материал и термическую обработку образцов с тонкой, заточенной на клин, кромкой, способных выдерживать значительные ударные нагрузки без образования трещин и сопротивляться абразивному износу.

Заключение. На основании проведённой работы можно дать рекомендации по изготовлению тонколезвийных изделий, например ножей для сельскохозяйственных машин, деревообрабатывающих станков и др. В этом случае целесообразно использовать среднелегированные стали, позволяющие получать мелкодисперсные, относительно стабильные закалённые структуры, способные противостоять релаксационным процессам, т. е. стали с высокой стойкостью к разупрочнению мартенсита. Такими свойствами обладают стали 9ХФ, 42CrMo4, 51CrV4, легированные хромом, молибденом и ванадием.

Список цитируемых источников

1. Астапчик, С. А. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков. — Минск : Беларус. наука, 2008. — 252 с.
2. Повышение работоспособности деталей рабочих органов сельскохозяйственных машин / И. Н. Шило [и др.]. — Минск : БГАТУ, 2010. — 320 с.
3. Изменение структуры поверхности углеродистых сталей при лазерном модифицировании / В. И. Гуринович [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : материалы VIII Междунар. науч.-техн. конф. : сб. — Минск : ФТИ НАН Беларуси, 18—20 сент. 2013 г. — С. 169—176.

Материал поступил в редакцию 23.05.2014 г.

This work studied the patterns of formation of structure and properties of intermediate steels in laser hardening and laser modification.

Key words: durability, laser surface treatment, hardening, laser hardening, alloying.