

УДК 621.7(075.8)

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНО-УПРОЧНЕННОЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

И. А. Барабонова, Л. Е. Афанасьева

Тверской государственный технический университет

Методами фазового рентгеноструктурного анализа, оптической и растровой электронной микроскопии исследованы микроструктура и распределение микротвердости наплавленной быстрорежущей стали марки P2M8 после газолазерной резки и лазерного отпуска. Установлен градиентный характер формирования структуры и свойств стали в зоне лазерного воздействия.

Ключевые слова: *быстрорежущая сталь, градиентное упрочнение, газолазерная резка, лазерный отпуск*

Введение. Технический прогресс предъявляет к машиностроительным материалам все более жесткие требования. Вместе с тем резервы повышения эксплуатационных свойств материалов традиционными способами практически исчерпаны. Так, например, стандартной термической обработкой отожженной быстрорежущей стали, заключающейся в закалке с относительно высоких температур и последующем многократном отпуске при температурах 540 - 560°C, не достигаются потенциально возможные свойства данного материала [1]. При многократном отпуске происходит обеднение мартенсита углеродом и легирующими компонентами, что приводит к его разупрочнению.

Одним из перспективных путей решения этой проблемы является создание поверхностных и приповерхностных слоев, с градиентами по составу, структуре и свойствам, что позволит получать новые, более высокие эксплуатационные свойства изделий [2, 3]. Широкие возможности по повышению эксплуатационных характеристик быстрорежущих сталей представляет применение обработки рабочих поверхностей инструментов высококонцентрированными потоками энергии, и прежде всего лазерное упрочнение. Известно, что при газолазерной резке происходит кратковременный локальный нагрев разделяемого материала в пределах от температуры окружающей среды до температуры, превышающей температуру плавления [4, 5]. Анализ

литературных данных показал, что в зоне оплавления и зоне закалки из твердой фазы происходит насыщение аустенита углеродом и легирующими компонентами за счет растворения карбидов [4-9]. В результате в структуре может содержаться повышенное (до 80 %) количество остаточного аустенита. Применение после газолазерной резки многократного объемного отпуска с целью формирования окончательного комплекса свойств инструмента нежелательно, так как это повлечет за собой дальнейшее разупрочнение переходной зоны. В данной работе рекомендуется после газолазерной резки выполнять лазерный отпуск, позволяющий локально повысить однородность структуры и свойств металлической основы, твердость и теплостойкость быстрорежущих сталей за счет дисперсионного твердения.

Цель работы - выявление закономерностей формирования и развития структуры и свойств быстрорежущей стали после газолазерной резки и лазерного отпуска.

Методика проведения исследований. На заготовки из среднеуглеродистой низколегированной стали 30ХГСА дугой прямого действия на постоянном токе обратной полярности в защитной среде аргона осуществляли наплавку порошковой проволокой, по химическому составу близкой к быстрорежущей стали Р2М8. Использовали порошковую проволоку ROBODUR K AR, группы компаний Welding Alloys Ltd (Великобритания). Режимы наплавки обеспечивали формирование в наплавленном металле структуры закалки с твердостью $HV = 7300...7500$ МПа. После наплавки выполняли однократный отпуск при температуре 200 °С для снятия остаточных напряжений. Затем в наплавленном слое заготовок вырезали образцы на лазерном комплексе BySprint 3015 компании Bystronic на режимах, обеспечивающих минимальные параметры шероховатости поверхности реза. Резку выполняли с продувкой азотом. Лазерный отпуск выполняли на автоматизированном лазерном технологическом комплексе АЛТКУ-3 отечественного производства.

Исследование микроструктуры стали проводили методами оптической и 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 ДРОН-4-07 с использованием монохроматизированного кобальтового K_{α} -излучения.

Упрочнение и глубину закаленного слоя оценивали по микротвердости наплавленного металла в зоне лазерного воздействия с использованием отечественного прибора ПМТ-3 согласно ГОСТ Р 8.748-2011 (ИСО 14577-1:2002). Полученные экспериментальные данные были подвергнуты статистической обработке.

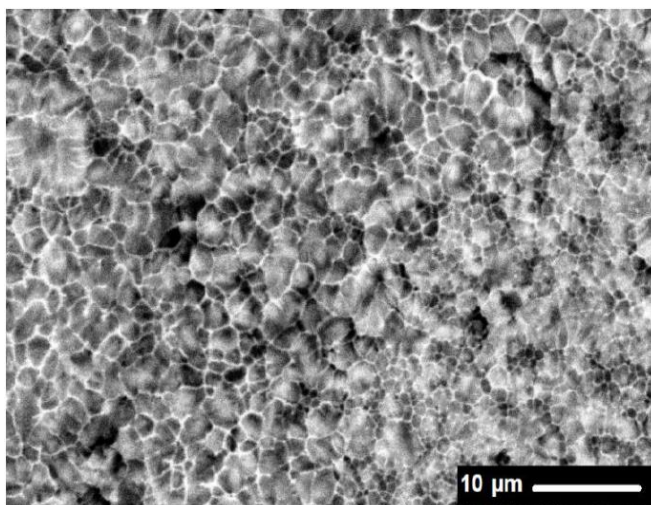
Результаты исследований и их обсуждение. Макроструктура наплавленной быстрорежущей стали марки Р2М8 после газолазерной резки показана на рис. 1. Светлая полоса в левой верхней части рисунка, отмеченная цифрой 1, соответствует зоне лазерного воздействия (ЗЛВ) в наплавленной быстрорежущей стали. Её толщина около 0,3 мм. Цифра 2 соответствует ЗЛВ в конструкционной стали 30ХГСА, цифрой 3 отмечена зона термического влияния, образовавшаяся при наплавке стали.



Рис. 1. Макроструктура наплавленной быстрорежущей стали

Зона лазерного воздействия, образующаяся при газолазерной резке, многослойна и состоит из оплавленной зоны, зоны закалки из твердой фазы и переходной зоны к основному металлу [5]. Зона оплавления глубиной 5-7 мкм имеет ячеистое строение (рис. 2). По данным стереометрического анализа средний размер ячеек 1...3 мкм. Рентгеноспектральный микроанализ выявил значительную химическую неоднородность. Количество легирующих компонентов по границам ячеек значительно больше, чем в центральной части.

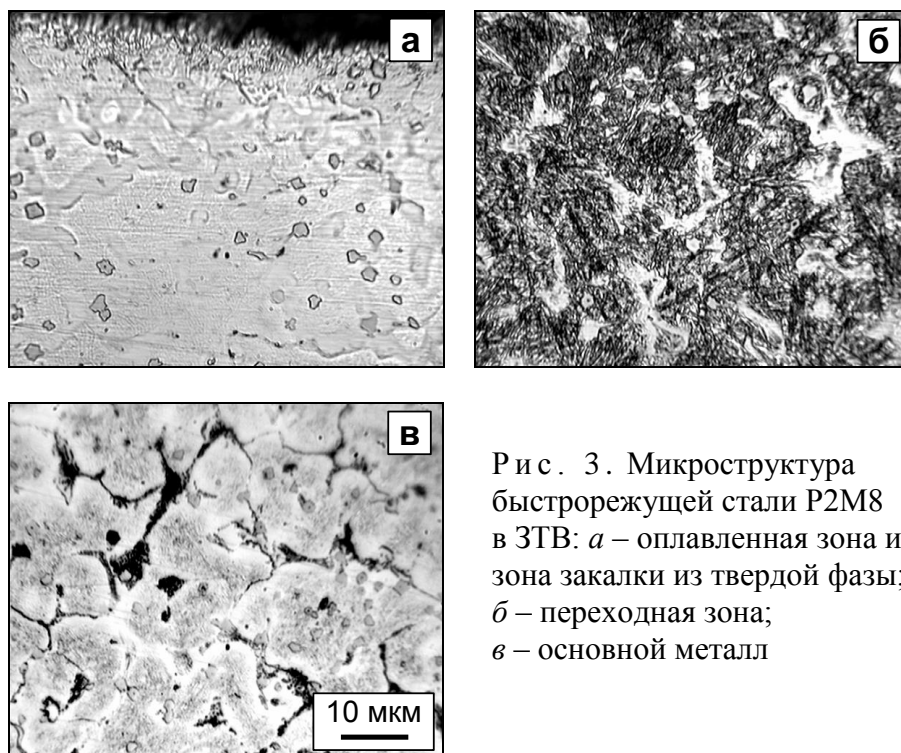
Имеющиеся в наплавленной быстрорежущей стали карбиды растворились, обогатив твердые растворы аустенит и мартенсит углеродом и легирующими компонентами. С повышением легированности твердого раствора понижается температура мартенситного превращения и возрастает количество остаточного аустенита. Микротвердость стали в этом слое около 8500 МПа. В зоне оплавления кратеры, шлаковые включения и обезуглероживание не выявлены.



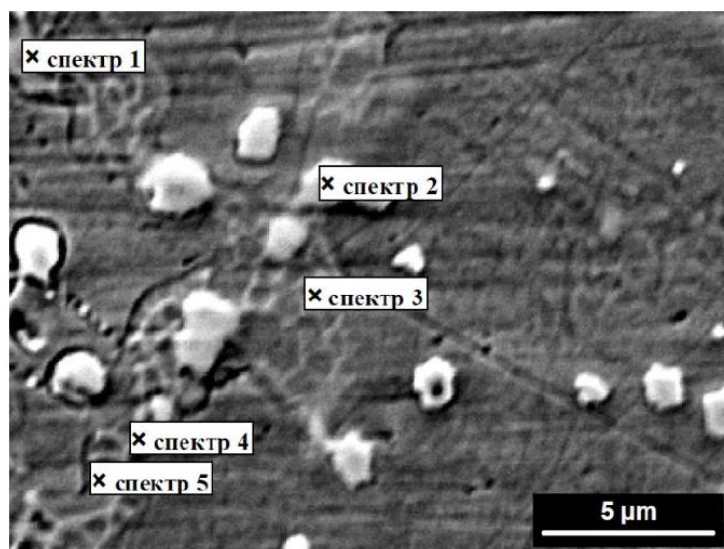
Р и с . 2 . Микроструктура наплавленной быстрорежущей стали P2M8 в зоне закалки из жидкой фазы. Продольный срез. РЭМ

Второй слой – зона закалки из твердой фазы – образуется при закалке из твердого состояния. Нижняя граница его определяется нагревом до температуры точки A_{c1} , т.е. в этом слое имеет место как полная, так и неполная закалка. Этот слой отличается большой неоднородностью по глубине: ближе к поверхности имеются мартенсит и остаточный аустенит, полученные при охлаждении из области гомогенного аустенита, а ближе к исходному металлу – структуры, полученные при охлаждении из области негомогенного аустенита. Толщина зоны закалки из твердой фазы около 150 мкм (рис. 3). В этой зоне происходит повторная закалка матрицы. Структура стали в этом слое остаточный аустенит, мартенсит и нерастворённые карбиды. Эта зона имеет повышенную микротвердость до HV 9500 ... 10000 МПа.

На рис. 4 и в таблице представлены данные рентгеноспектрального микроанализа быстрорежущей стали P2M8 в зоне закалки из твердой фазы. В таблице дано распределение массового содержания (%) легирующих компонентов по спектрам на поверхности шлифа.



Р и с . 3 . Микроструктура быстрорежущей стали Р2М8 в ЗТВ: *а* – оплавленная зона и зона закалки из твердой фазы; *б* – переходная зона; *в* – основной металл



Р и с . 4 . Рентгеноспектральный микроанализ быстрорежущей стали Р2М8 в зоне закалки из твердой фазы. Области микроанализа отмечены крестиками (×)

Т а б л и ц а . Распределение массового содержания (%) легирующих компонентов по спектрам на поверхности шлифа наплавленной быстрорежущей стали Р2М8 в зоне закалки из твердой фазы.

№ спектра	W	Mo	V	Cr	Nb	Si	Ti
1	1,76	6,58	1,1	7,85	2,3	0,34	0
2	1,69	0	2,02	0	56,25	0	3,63
3	1,64	5,64	0,76	9,5	0	0,3	0
4	2,32	8,53	1,65	9,38	3,03	0,25	0
5	1,02	3,06	0,43	8,42	0	0,34	0
6	1,48	3,95	0,83	7,98	3,69	0,38	0

На глубину до 30...40 мкм от поверхности реза произошло растворение карбидов M_6C , входящих в состав эвтектики. При охлаждении в местах нахождения эвтектик образовались области с высоколегированным остаточным аустенитом и тонкодисперсными карбидами (спектры 1, 3-5). Первичные карбиды со светлым контрастом округлой формы представляют собой обогащенные ниобием карбиды MC (спектр 2). Заметное растворение карбидов ниобия по данным [11] начинается при нагреве выше 860 °С. Однако результаты исследований методами электронной микроскопии показали, что при кратковременном нагреве во время газолазерной резки карбиды ниобия растворились только в зоне закалки из жидкой фазы. В зоне закалки из твердой фазы, по всей видимости, растворение прошло в незначительной степени, и не проявилось изменением формы и размеров карбидов.

Третий слой (рис. 3, б) – переходная зона – образуется при нагреве металла ниже точки A_{c1} . При лазерной обработке предварительно закаленной и отпущенной стали в этом слое имеет место понижение микротвердости, связанное с образованием структур отпуска – троостита или сорбита. Третий слой в этом случае называют зоной отпуска [5]. Снижение микротвердости связано с процессами, протекающими при распаде мартенсита, коагуляции карбидов и интерметаллидов в результате нагрева ниже температуры A_{c1} . Микротвердость наплавленной быстрорежущей стали в переходной зоне около 7500 МПа. Микроструктура быстрорежущей стали после наплавки и низкотемпературного отпуска представляет собой игольчатый мартенсит, остаточный аустенит и карбиды.

По данным фазового рентгеноструктурного анализа в зоне закалки содержится 50 - 60 % остаточного аустенита, что требует поиск решений по уменьшению его содержания в упрочненном металле.

Остаточный аустенит быстрорежущих сталей из-за высокой легированности очень устойчив и превращается лишь в результате отпуска при температуре выше 500 °С [1, 5, 12]. В данном случае объемный высокотемпературный отпуск выполнять нежелательно, так как нагрев выше 500 °С приведет к дальнейшему разупрочнению переходной зоны. Основное свойство быстрорежущей стали – высокая теплостойкость. Это свойство сталь приобретает благодаря дисперсионному твердению при многократном отпуске при температуре 560 °С. С целью повышения теплостойкости стали в поверхностных слоях газолазерного реза, и устранению остаточного аустенита в работе предлагается применить однократный лазерный отпуск.

Для расчета режимов лазерного отпуска, позволяющих упрочнить зону закалки за счет дисперсионного твердения и не подвергнуть тепловому воздействию переходную зону, использовали следующие аналитические выражения [10, 12]:

Максимально достижимая глубина лазерного отпуска z на оси пучка лазерного излучения:

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

где T_{max} и T_{min} – максимальная и минимальная температуры нагрева на требуемой глубине; a – температуропроводность обрабатываемого материала, м²/с; t – время действия источника тепла.

Определяющим фактором глубины лазерного отпуска является время действия источника тепла

$$t = 2r/v, \quad (2)$$

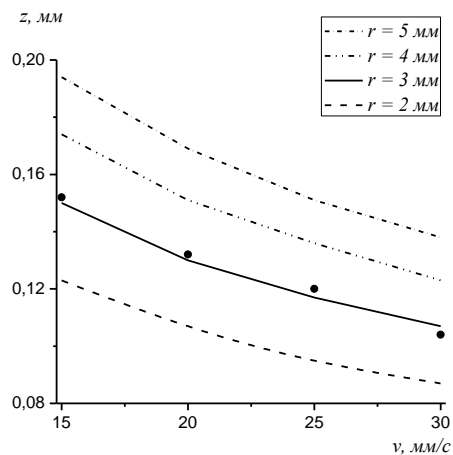
где v – скорость сканирования луча, r – радиус пятна лазерного излучения на обрабатываемой поверхности.

Для расчета режимов лазерного отпуска, позволяющих устранить часть остаточного аустенита и упрочнить зону закалки за счет дисперсионного твердения и не подвергнуть тепловому воздействию переходную зону, использовали аналитические выражения (1-2).

Значение температуры T_{max} ограничивали точкой A_{c1} . Для стали P2M8 эта критическая температура соответствует значению 815 °С. $T_{\text{min}} = 560$ °С, по данным [1] – это нижняя граница рекомендуемых температур для предварительно закаленной стали

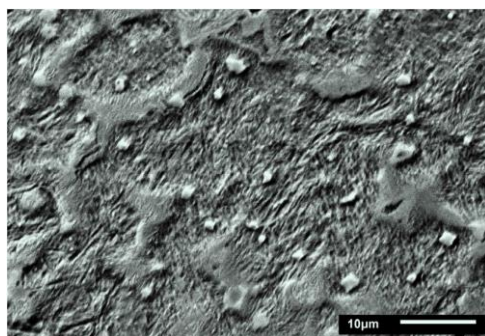
P2M8, при которой происходят процессы дисперсионного твердения.

На рис. 5 представлены результаты расчета максимально достижимой глубины отпуска z . Скорость сканирования луча $v = 10 \dots 30$ мм/с, радиус пятна лазерного излучения на обрабатываемой поверхности $r = 2 \dots 5$ мм (линии – расчет, точки – эксперимент).



Р и с . 5 . Расчетные значения максимально достижимой глубины лазерного отпуска

Данные микроанализа и измерение микротвердости быстрорежущей стали в зоне упрочнения подтвердили правильность выполненных расчетов. Микроструктура наплавленной быстрорежущей стали после газолазерной резки и лазерного отпуска представлена на рис. 6. Структура – мартенсит, остаточный аустенит и карбиды.



Р и с . 6 . Микроструктура наплавленной быстрорежущей стали после газолазерной резки и лазерного отпуска

После лазерного отпуска выявлено повышение микротвердости в зонах закалки из жидкой и твердой фазы на 200 ... 600 МПа, что свидетельствует о прохождении процессов дисперсионного твердения.

Микротвердость и микроструктура стали в переходной зоне не изменились.

Выводы. Градиентное изменение температуры в поверхностных слоях газолазерного реза быстрорежущей стали вызывает градиентные изменения химического состава твердых растворов аустенита и мартенсита за счет растворения в них первичных карбидов, фазового состава стали и микротвердости. Применение лазерного отпуска позволяет снизить количество остаточного аустенита в зонах закалки и упрочнить сталь за счет прохождения процессов дисперсионного твердения. После газолазерной резки и лазерного отпуска быстрорежущая сталь приобретает высокую микротвердость, до 10000 ... 10200 МПа и оптимальный фазовый состав: мартенсит, дисперсные карбиды и до 5...7 % остаточного аустенита.

Список литературы

1. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер. – М.: Металлургия, 1983. – 525 с.
2. Козлов Э.В., Глезер А.М., Громов В.Е. Градиентные структурно-фазовые состояния в твердых телах // Изв. АН. Серия физическая. 2003. Т. 67. №10. С.1374.
3. Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б., Морозов М.М. и др. Многоуровневая градиентная структура в стержне низкоуглеродистой стали малого диаметра, термоупрочненной с горячего проката //Физическая мезомеханика 2005. Т.8 № 2. С.61-68.
4. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зоренко П.О., Зубков Н.С., Гречишкин Р.М Об особенностях поверхности инструментальной стали после газолазерной резки // Металлургия машиностроения. 2011. № 6. С. 37-39.
5. Григорьянц А.Г. Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М.: МГТУ, 2006. 664 с.
6. Афанасьева Л.Е., Водопьянова В.П., Зубков Н.С. и др. Увеличение ресурса разделительных штампов с применением наплавки // Ремонт, восстановление, модернизация. 2012. № 4. С.15-17.
7. Афанасьева Л.Е. Барабонова И.А., Зубков Н.С. и др. Технологическая прочность наплавленной быстрорежущей стали при газолазерной резке // МиТОМ. 2009. №7. С. 36-38.
8. 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.
9. Bonek M., Dobrzanski L.A., Hajduczek E., Klimpel A. Structure and properties of laser alloyed surface layers on the hot-work tool steel // J. Materials Processing Technology. 2006. №175. P. 45-54.

10. Барабонова И.А. Фазовые превращения в быстрорежущей стали при газолазерной резке, криогенной обработке и лазерном отпуске // Вестник ТвГУ. Серия «Физика». 2013. Выпуск 21. С. 94-104.
11. Гудремон Э. Специальные стали. Т.2. М.: Металлургия. 1966. 540 с.
12. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А. Лазерная и криогенная обработка быстрорежущей стали. Тверь: ТвГТУ, 2014. 96 с.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF GRADIENT HARDENED HIGH-SPEED STEEL

I. A. Barabonova, L. E. Afanasieva
Tver State Technical University

Microstructure, phase composition and microhardness distribution were studied with the aid of X-ray phase analysis, optical and scanning electron microscopy after gas laser cutting and tempering of fused R2M8 high-speed steel. Gradient character of the structure formation and microhardness distribution in the laser processed zone (LPZ) is ascertained.

Keywords: *high-speed steel, gradient hardening, gas laser cutting, laser tempering*

Об авторах:

БАРАБОНОВА Инна Александровна – кандидат технических наук, старший преподаватель кафедры технологии металлов и материаловедения Тверского государственного технического университета. *email:* barabonova_ia@mail.ru

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