

DOI: 10.18721/JEST.230311

УДК 669.017:669.15:621.9

А.Ю. Лаврентьев, А.М. Дожделев

Тверской государственной технической университет, г. Тверь, Российская Федерация

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ НАПЛАВЕННОГО БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТА

Исследованы строение и свойства зоны термического влияния стали марки 30ХГСА, формирующейся в процессе электродуговой наплавки на постоянном токе порошковой проволокой в инертном газе быстрорежущей стали Р2М8 при изготовлении биметаллического инструмента. Установлено, что наибольшее снижение твердости стали происходит на участке перегрева и полной перекристаллизации; второй участок снижения твердости образуется в зоне высокотемпературного отпуска стали. Обоснована возможность повышения твердости стали за счет увеличения скорости охлаждения металла в зоне термического влияния при уменьшении тепловложения в процессе наплавки с применением двойного управления переносом металла в дуге. Экспериментально подтверждена возможность повышения твердости металла в зоне термического влияния за счет регулирования термического цикла наплавки при изготовлении биметаллического инструмента.

НАПЛАВКА; БИМЕТАЛЛ; БЫСТРОРЕЖУЩАЯ СТАЛЬ; ИНСТРУМЕНТ; УПРОЧНЕНИЕ.

Ссылка при цитировании:

А.Ю. Лаврентьев, А.М. Дожделев. Совершенствование структуры зоны термического влияния наплавленного биметаллического инструмента // *Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки*. 2017. Т. 23. № 3. С. 118–126. DOI: 10.18721/JEST.230311

A.Yu. Lavrentev, A.M. Dozhdelev

Tver State Technical University, Tver, Russia

IMPROVING OF THE STRUCTURE OF THE HEAT AFFECTED ZONE DEPOSITED BIMETALLIC TOOL MATERIAL

The structure and properties of the heat-affected zone of the 30CrMnSiA steel formed in the process of electric arc fusing of the high-speed R2M8 steel with direct current flux-cored wire in inert gas was investigated. The greatest decrease in hardness occurs at the area of overheating and full recrystallization, the second area of lowered hardness was found in the zone of high-temperature tempering. The possibility of increasing the hardness due to an increase in the rate of cooling of the HAZ metal with the reduction of heat input in the process of fusing with the use of double control of the transfer of metal in the arc is substantiated. The possibility of increasing the hardness of the metal in the HAZ is experimentally confirmed by controlling the thermal surfacing cycle.

FUSING; BIMETAL; HIGH-SPEED STEEL; TOOL; HARDENING.

Citation:

A.Yu. Lavrentev, A.M. Dozhdelev, Improving of the structure of the heat affected zone deposited bimetallic tool material, *St. Petersburg polytechnic university journal of engineering sciences and technology*, 23 (03) (2017) 118–126, DOI: 10.18721/JEST.230311

Технология наплавки достаточно широко распространена в промышленности. Ее используют для получения биметаллических материалов, имеющих слой с повышенными эксплуата-

ционными характеристиками, а также для восстановления в ремонтных целях изношенных или разрушенных участков деталей машин. Существует множество технологий наплавки

металлических материалов. Электродуговая наплавка остается одной из наиболее распространенных и востребованных в промышленности. Этому способствуют доступность, универсальность и невысокая цена оборудования, а также возможность изменения в широком диапазоне состава наплавленного металла, особенно при использовании порошковой проволоки. Метод наиболее эффективен при получении слоя наплавленного металла толщиной несколько миллиметров [1].

В процессе изготовления изделий технология наплавки позволяет получить слой материала с высокими жаро-, коррозио-, износо- и теплоустойкостью. Во всех случаях обеспечивается более длительный ресурс работы изделия по сравнению с вариантом изготовления из цельного материала и одновременно снижается стоимость изготовления конструкции. Такой эффект достигается за счет возможности изменения химического состава наплавленного металла в широком диапазоне благодаря исключению ограничений, накладываемых металлургическим и прокатным производствами на структуру и свойства материала.

Особенно эффективна технология наплавки при производстве инструмента. Экономия быстрорежущей стали может достигать 95 %. Изготавливать штамповый, а особенно режущий инструмент целиком из инструментальной стали весьма дорого и нерентабельно. В настоящее время наиболее широко распространен сборный или составной инструмент. Для составного инструмента характерна высокая жесткость и стабильность размеров, эффективное использование инструментального материала. Быстрорежущие стали — одни из самых распространенных инструментальных материалов. В ряде работ рассматриваются вопросы оптимизации состава быстрорежущих сталей и технологии изготовления инструмента [2–4]. Опубликованы работы по результатам исследований различных аспектов использования наплавленной порошковой проволоки из быстрорежущей стали P2M8 [5, 6]. Такая производимая промышленностью проволока и обеспечивает высокие эксплуатационные свойства инструментальных материалов. Эффективно повысить твердость и износостойкость стали P2M8 можно за счет поверхностного пластического деформирова-

ния [7]. Для совершенствования эксплуатационных свойств литой быстрорежущей стали рекомендуется термоциклическая обработка (ТЦО). В результате ТЦО уменьшаются количество ледебуритной эвтектики, размер карбидной сетки, карбидная неоднородность, изменяются размеры и состав карбидов [8, 9]. С целью дополнительного повышения эксплуатационных характеристик поверхностного слоя многие авторы рекомендуют применять лазерное упрочнение [10–12].

Для обеспечения максимальной прочности рабочей части инструмента наплавку целесообразно производить на предварительно термически обработанную заготовку. В ряде работ для изготовления заготовок рекомендуют конструкционную сталь 30ХГСА [13, 14].

Однако процесс наплавки сопровождается нагревом основного металла, в результате в нем происходит изменение структуры и свойств. Этот участок называют зоной термического влияния (ЗТВ). Из-за снижения твердости металла ЗТВ возникают проблемы в процессе эксплуатации инструмента. Под действием механической нагрузки при резании или штамповке возникает пластическая деформация разупрочненного металла и смещение режущей части. В результате происходит поломка инструмента. Для исключения поломки изготовители вынуждены наплавлять рабочий слой большей толщины, что, в свою очередь, приводит к перерасходу дорогостоящего инструментального материала и электроэнергии.

Цель нашей работы — увеличить твердость металла ЗТВ при электродуговой наплавке в процессе изготовления биметаллического инструмента из быстрорежущих сталей.

Методика экспериментов и исследований

Для достижения поставленной цели на первом этапе исследовали строение ЗТВ, образующейся при электродуговой наплавке на постоянном токе порошковой проволокой в среде инертного газа. ЗТВ состоит из отдельных участков с определенными структурами и свойствами (рис. 1).

Полосы конструкционной стали 30ХГСА с размерами 100×25×5 мм подвергали предварительной термической обработке: закалке (нагрев до 880 °С, выдержка и охлаждение в масле)

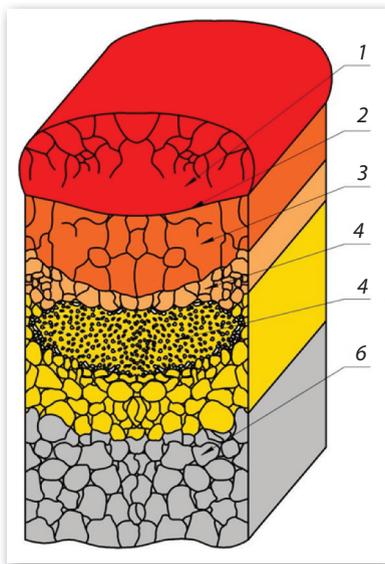


Рис. 1. Строение наплавленного биметаллического материала:

1 — наплавленный металл; 2 — участок сплавления; 3 — участок перегрева, 4 — участок полной закалки; 5 — участок неполной закалки; 6 — участок отпуска; 7 — конструкционная сталь, не подвергшаяся термическому воздействию

Fig. 1. The structure of the fused bimetallic material:

1 — fused metal; 2 — fusion area; 3 — superheat area; 4 — full hardening area; 5 — area of incomplete hardening; 6 — tempering area and 7 — constructional steel that has not undergone thermal exposure

и отпуска (нагрев до 200 °С, выдержка и охлаждение на спокойном воздухе). После выполняли наплавку слоя быстрорежущей стали Р2М8 при помощи сварочного полуавтомата Fronius TransPuls Synergic 3200 СМТ+. В качестве защитного газа использовали аргон. Наплавку проводили на механизированной установке, позволяющей обеспечивать постоянный вылет и скорость перемещения горелки. Величина погонной энергии, затраченной на наплавку, составила 2,75–3 кДж/см. Выбранными режимами обеспечивали формирование наплавленного валика с равномерным сечением. Дальнейшее понижение погонной энергии приводило к нарушению формирования валика.

Исследование структурно-фазового состава биметалла проводили при помощи оптического

микроскопа МИМ-8 и растрового электронного микроскопа JEOL JSM-6610LV. Микротвердость определяли с помощью прибора ПМТ-3 и использования алмазной пирамидки с углом при вершине 136° по ГОСТ 9450–76.

Результаты исследований

Структуры и твердость отдельных участков биметалла, в которых наблюдаются наибольшие изменения структуры и свойств, приведены на рис. 2. Твердость стали 30ХГСА, не подвергшейся термическому воздействию, — 400 $HV_{0,2}$; твердость металла в участке сплавления — 300 $HV_{0,2}$; в участке отпуска — 360 $HV_{0,2}$. Подобное снижение твердости металла в ЗТВ может привести к снижению надежности биметаллического изделия.

Для увеличения эксплуатационных характеристик биметаллического инструмента необходимо получить структуру мартенсита в наплавленном металле и в участке полной перекристаллизации ЗТВ, а на более глубоких участках ЗТВ снизить содержание сорбита. Уменьшение величины тепловложения при наплавке обеспечит увеличение скорости охлаждения околошовной зоны и сокращение протяженности участков ЗТВ. При этом сокращается и время пребывания основного металла в интервалах критических температур (A_1 – A_3).

Минимальная скорость охлаждения ($\omega_{охл}$) биметаллической заготовки в околошовной зоне, при которой в структуре конструкционной стали присутствует максимальное количество мартенсита ($M \approx 90\%$), была определена по методике Э.Л. Макарова [15] и составила $\sim 14^\circ\text{C}/\text{с}$.

$$\omega_{охл} = n_M \sqrt{\frac{\ln\left(0,9 - \frac{M}{100}\right)}{k_M}}$$

$$n_M = \frac{3,3475}{\ln(\omega_{M2} / \omega_{M1})}; \quad k_M = \frac{0,1054}{\omega_{M1}^{n_M}}$$

где n_M, k_M — расчетные коэффициенты; ω_{M1} и ω_{M2} — расчетные скорости охлаждения конструкционной стали, соответствующие 90 и 5% мартенсита.

Такое же значение минимальной скорости охлаждения $\omega_{охл}$ было получено на основе

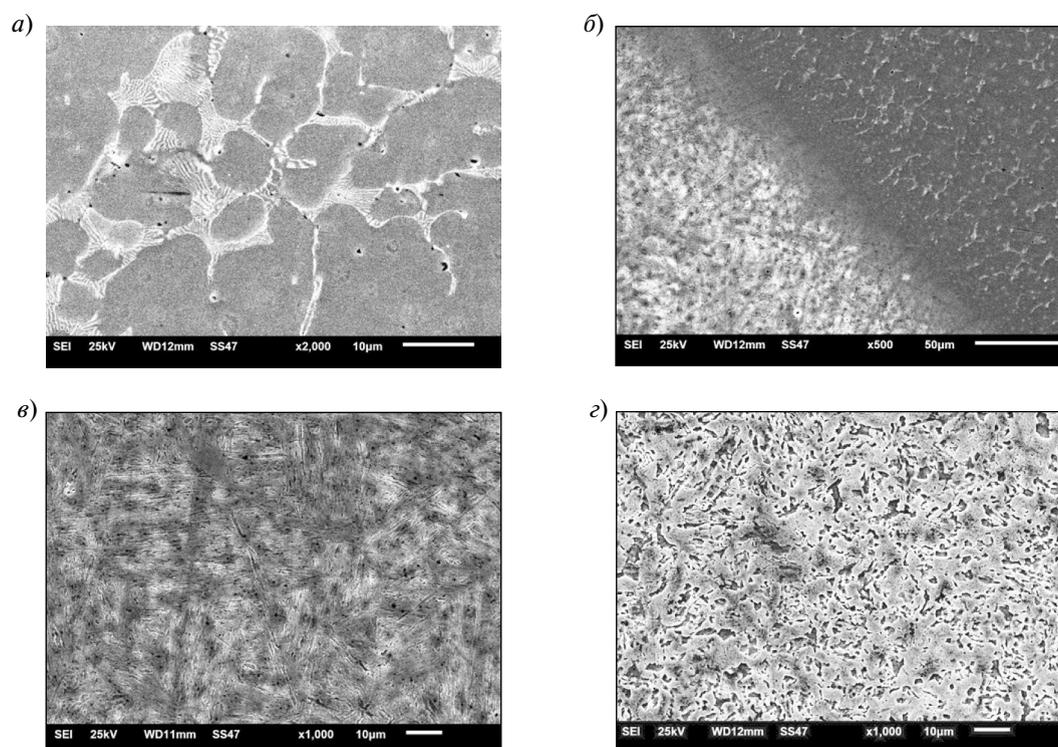


Рис. 2. Микроструктура биметалла в различных участках:

a — наплавленная быстрорежущая сталь P2M8 ($\sim 675 HV_{0,2}$); *б* — участок сплавления ($\sim 300 HV_{0,2}$); *в* — участок полной перекристаллизации ЗТВ ($\sim 425 HV_{0,2}$); *з* — участок отпуска ($\sim 360 HV_{0,2}$)

Fig. 2. Microstructure of bimetal in various areas:

a — fused high-speed steel P2M8 ($\sim 675 HV_{0,2}$); *б* — fusion area ($\sim 300 HV_{0,2}$); *в* — area of complete recrystallization of the HAZ ($\sim 425 HV_{0,2}$); *з* — the tempering station ($\sim 360 HV_{0,2}$)

анализа приведенной в справочнике А.А. Попова диаграммы превращения аустенита в стали 30ХГСА при непрерывном охлаждении [16] (рис. 3). Охлаждение биметаллической заготовки со скоростью выше ~ 14 °С/с позволяет получить структуру мартенсита и бейнита в металле участка полной перекристаллизации ЗТВ с исключением образования в ней феррита. Наплавка со схемой переноса электродного металла в дуге на постоянном токе не позволяет достигнуть такой скорости охлаждения (см. рис. 3). Термический цикл наплавки строили на основании значений, полученных инфракрасным термометром ТИ–215.

Снижение перегрева и увеличение скорости охлаждения металла заготовки корпуса инструмента возможно за счет уменьшения величины тепловложения при условии качественного формирования наплавленного валика. Технология электродуговой наплавки с управлением пере-

носом металла в дуге импульсами тока и импульсной подачей сварочной проволоки (двойное управление) обеспечивает стабильное формирование наплавленного валика с минимальным тепловложением. За счет использования технологии наплавки с двойным управлением удалось обеспечить скорость охлаждения биметалла, исключающую образование феррита в участке полной перекристаллизации (см. рис. 3). При этом величина погонной энергии при наплавке валиков сократилась в 1,5–2 раза по сравнению с наплавкой на постоянном токе: величина погонной энергии при наплавке с двойным управлением составила 1,75–2 кДж/см, при наплавке на постоянном токе — 2,75–3 кДж/см. В результате удалось наплавить слой быстрорежущей стали толщиной $\sim 2,5$ мм, в то время как при наплавке на постоянном токе минимально возможная толщина наплавленного металла составила ~ 4 –5 мм. Применение наплавки при двойном управлении

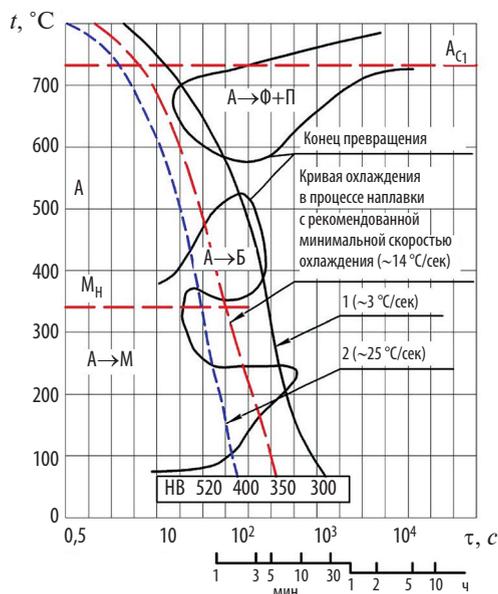


Рис. 3. Диаграмма превращения аустенита в стали 30ХГСА при непрерывном охлаждении [16] с нанесенными кривыми охлаждения:

1 — наплавка на постоянном токе; 2 — наплавка с двойным управлением

Fig. 3. Diagram of transformation of austenite in steel 30ХГСА at continuous cooling [16] with the plotted cooling curves:

1 — fusing on a direct current; 2 — fusing with double control

переносом металла в дуге решает важный вопрос энерго- и ресурсосбережения.

Обсуждение результатов исследований

Выявлена взаимосвязь между схемой наплавки и структурой наплавленного металла. При-

менение наплавки с двойным управлением совмещением с закалкой в процессе охлаждения из жидкой фазы обеспечивает формирование в наплавленном металле структуры мартенсита, остаточного аустенита и карбидов. Установлено увеличение твердости наплавленного металла Р2М8 с 615 до 651 $HV_{0,2}$ за счет сохранения в твердом растворе большего количества легирующих элементов. Важным преимуществом схемы переноса электродного металла в дуге с двойным управлением является образование структуры наплавленной быстрорежущей стали с большим номером зерна — 10 (ГОСТ 5639–82) (рис. 4, б). Структура металла образца, наплавленного на постоянном токе, характеризуется 9-м номером зерна (рис. 4, а). Структурно-фазовый состав наплавленного металла представлен аустенитно-мартенситной матрицей с сеткой первичных карбидов типа M_6C «скелетно-реберной» морфологии. Первичные эвтектические карбиды расположены по границам зерен, в то время как дисперсные вторичные карбиды — в теле зерен матрицы. Установлено незначительное уменьшение количества карбидной эвтектики с 7,1 до 6,6 %. Средняя толщина карбидной сетки претерпевает изменения: в образце, наплавленном на постоянном токе, она равна 1,067 мкм, а в образце, наплавленном с двойным управлением, — 0,662 мкм.

На участке сплавления в процессе наплавки происходит взаимное перемешивание наплаваемого и основного металлов. При наплавке на постоянном токе вблизи границы сплавления образуется слой наплавленного металла толщиной ~ 35 мкм (рис. 5, а), в котором

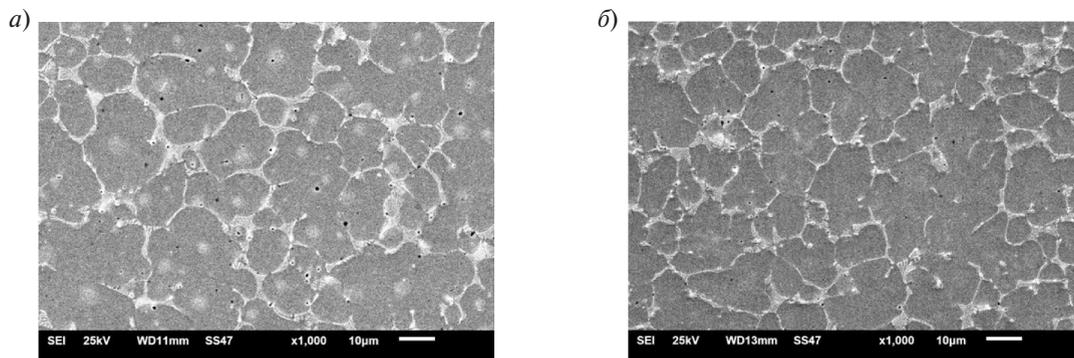


Рис. 4. Микроструктура наплавленной быстрорежущей стали Р2М8:

а — наплавка на постоянном токе; б — наплавка с двойным управлением

Fig. 4. Microstructure of fused high-speed steel P2M8:

а — fusing on a direct current; б — fusing with double control

присутствует доля конструкционной стали, а эвтектическая сетка карбидов отсутствует. Уменьшение величины тепловложения приводит к уменьшению толщины этого слоя до ~ 10 мкм (рис. 5, б).

Благодаря использованию наплавки с двойным управлением в участке полной перекристаллизации ЗТВ получили зерно мартенсита с уменьшенной в два раза длиной игл за счет увеличения скорости нагрева и охлаждения (рис. 6). В околошовной зоне происходит образование мелкозернистого аустенита. Возможность протекания такого процесса обеспечивается низкой погонной энергией наплавки, что приводит к высокой скорости охлаждения металла околошовной зоны и исключает укрупнение зерна аустенита. Впоследствии из аусте-

нита при охлаждении со скоростью выше критической образуется мартенсит с более дисперсной структурой. На участке полной перекристаллизации структура образца, наплавленного с двойным управлением, представлена мартенситом, в то время как у образца, наплавленного на постоянном токе, на таком участке структура представлена мартенситом и ферритом.

На участке отпуска при использовании наплавки с двойным управлением снижается содержание сорбита (рис. 7). При этом наблюдается сокращение ширины участка.

При использовании наплавки с двойным управлением удалось сократить протяженность участка перегрева ЗТВ, в котором происходило значительное снижение твердости (с 1,0 до 0,5 мм)

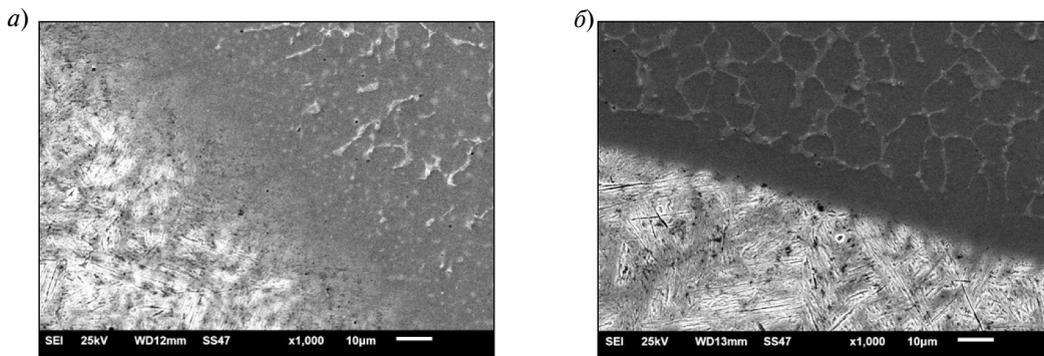


Рис. 5. Микроструктура участка сплавления [14] «быстрорежущая сталь P2M8 — конструкционная сталь 30ХГСА»:

a — наплавка на постоянном токе; *б* — наплавка с двойным управлением

Fig. 5. Microstructure of the fusion area [14] High-speed «steel P2M8 — structural steel 30ХГСА»:

a — fusing on a direct current; *б* — fusing with double control

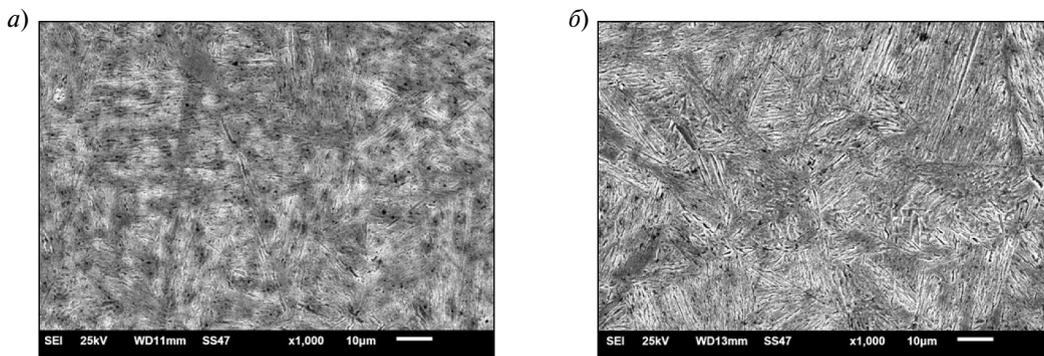


Рис. 6. Микроструктура участка полной перекристаллизации:

a — наплавка на постоянном токе; *б* — наплавка с двойным управлением

Fig. 6. Microstructure of the complete recrystallization area:

a — fusing on a direct current; *б* — fusing with double control

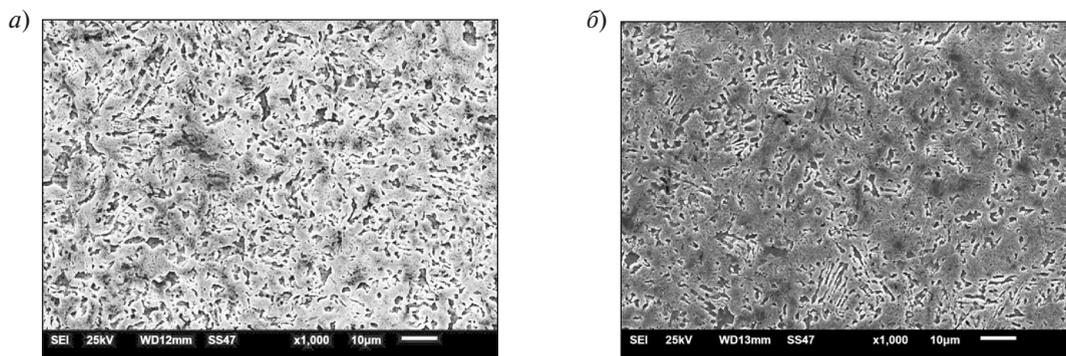


Рис. 7. Микроструктура участка отпуска:

a — наплавка на постоянном токе; *б* — наплавка с двойным управлением

Fig. 7. Microstructure of the holiday area:

a — fusing on a direct current; *б* — fusing with double control

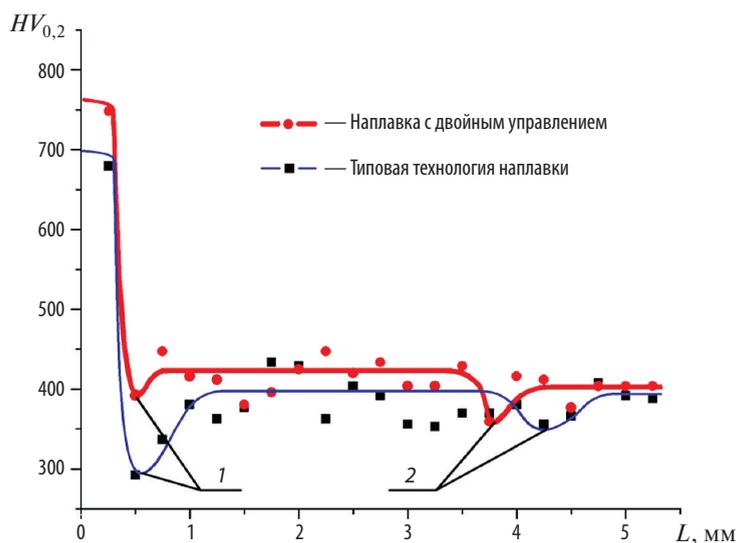


Рис. 8. Распределение микротвердости в биметалле при использовании различных схем переноса металла в дуге [14]

Fig. 8. Distribution of microhardness in bimetal using various schemes of metal transfer in the arc [14]

по сравнению с наплавкой на постоянном токе. Одновременно обеспечили повышение твердости металла с 290 до 390 $HV_{0,2}$ (рис. 8).

Выводы

Установлено, что снижение твердости конструкционной стали в ЗТВ происходит в двух областях. У образца биметалла, наплавленного на постоянном токе, протяженность области № 1 (участок перегрева), в которую входят уча-

сток сплавления и часть участка полной перекристаллизации, составляет около 1,0 мм, при этом в ней выявлено наибольшее снижение твердости металла (с 400 до 290 $HV_{0,2}$) за счет образования ферритной составляющей. Область № 2 расположена на расстоянии около 4,0 мм от участка сплавления, при этом наибольшее снижение твердости металла (до 350 $HV_{0,2}$) происходит в начале участка отпуска ЗТВ. Снижение твердости происходит за счет распада мартенсита

и образования структуры сорбита отпуска. Таким образом, в процессе наплавки на постоянном токе в биметалле образуются структуры, снижающие эксплуатационные характеристики биметаллического инструмента.

При использовании наплавки с двойным управлением удалось сократить по сравнению с наплавкой на постоянном токе протяженность участка перегрева ЗТВ, в котором происходило

значительное снижение твердости, с 1,0 до 0,5 мм. Удалось также повысить твердость металла на этом участке с 290 до 390 $HV_{0,2}$.

Применяя технологию двойного управления переносом металла в дуге, обеспечили увеличение твердости наплавленной быстрорежущей стали Р2М8 с 615 до 651 $HV_{0,2}$ за счет сохранения в твердом растворе большего количества легирующих элементов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Зубков Н.С., Тютяев В.А., Зубкова Е.Н.** Изготовление наплавленного металлорежущего инструмента; Тверь: Изд-во Тверского государственного технического университета, 1998. 124 с.
2. **Кремнёв Л.С.** Вклад Станкина в создание теории легирования, разработку на ее основе и промышленное внедрение быстрорежущих сталей оптимального состава // Вестник МГТУ Станкин. 2010. № 4. С. 54–65.
3. **Гвоздев А.Е.** Производство заготовок быстрорежущего инструмента в условиях сверхпластичности. М.: Машиностроение, 1992. 176 с.
4. **Кремнёв Л.С., Онегина А.К., Виноградова Л.А.** Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 12. С. 13–19.
5. **Барчуков Д.А., Романенко Д.Н.** Исследования на энергодисперсионном спектрометре быстрорежущей стали Р2М8 для определения ее структурных изменений, способствующих упрочнению // Материалы XX-й Международной научно-технической конференции «Новые материалы и технологии в машиностроении 2014». Брянск, 2014. С. 172–176.
6. **Вострецов Г.Н.** Деформационная способность наплавленного теплостойкого металла типа Р2М8 при мартенситном превращении // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2012. № 1. С. 7–10.
7. **Барчуков Д.А., Лаврентьев А.Ю., Зубков Н.С.** Совершенствование структуры быстрорежущих сталей наплавкой и поверхностным пластическим деформированием // Современные проблемы науки и образования. 2012. № 5. С. 141–150.
8. **Хайдоров А.Д., Кондратьев С.Ю.** Влияние термоциклической обработки на структуру литой быстрорежущей стали Р6М5-Ш // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 6. С. 42–47.
9. **Кондратьев С.Ю., Хайдоров А.Д.** Термоциклическая обработка литой быстрорежущей стали Р6М5 // Технология машиностроения. 2010. № 12. С. 5–9.
10. **Кондратьев С.Ю., Горынин В.И., Попов В.О.** Оптимизация параметров поверхностно-упрочненного слоя при лазерной закалке деталей // Сварочное производство. 2011. № 3. С. 11–15.
11. **Кондратьев С.Ю., Попов В.О.** Получение квазинанокристаллической структуры поверхностного слоя при лазерной обработке с целью повышения износостойкости сталей и сплавов // Технология машиностроения. 2011. № 3. С. 30–35.
12. **Скрипченко А.И., Кондратьев С.Ю., Попов В.О.** Возможности лазерного поверхностного модифицирования деталей машиностроения // РИТМ: Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация. 2010. № 6. С. 23–25.
13. **Лаврентьев А.Ю., Дождев А.М.** Применение стали 30ХГСА в качестве материала корпуса металлорежущего инструмента // Новые материалы и технологии в машиностроении: Сборник научных трудов по итогам международной научно-технической конференции / Под общей редакцией Е.А. Памфилова. Брянск, 2014. № 19. С. 45–48.
14. **Lavrentev A.Y., Dozhdelev A.M., Romanenko D.N., Filonovich A.V.** Research of structural phase transformations in the fusion area of bimetallic punching tools // Journal of chemical technology and metallurgy. 2017. № 4 (52). P. 707–710.
15. **Макаров Э.Л., Якуни Б.Ф.** Теория свариваемости сталей и сплавов / Под ред. Э.Л. Макарова. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 487 с.
16. **Попов А.А., Попова Л.Е.** Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Свердловск, 1961. 431 с.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ЛАВРЕНТЬЕВ Алексей Юрьевич — кандидат технических наук доцент Тверского государственного технического университета. E-mail: lavr_ay@mail.ru

ДОЖДЕЛЕВ Алексей Михайлович — ассистент Тверского государственного технического университета. E-mail: dozhdelev@gmail.com

REFERENCES

1. **Zubkov N.S., Tyutyayev V.A., Zubkova Ye.N.** Izgotovleniye naplavlennogo metallorazhushchego instrumenta Tver: Izd-vo Tverskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta, 1998. 124 s. (rus.)
2. **Kremnev L.S.** Vklad Stankina v sozdaniye teorii legirovaniya, razrabotku na yeye osnove i promyshlennoye vnedreniye bystrorezhushchikh staley optimalnogo sostava. *Vestnik MGTU Stankin*. 2010. № 4. S. 54–65. (rus.)
3. **Gvozdev A.Ye.** Proizvodstvo zagotovok bystrorezhushchego instrumenta v usloviyakh sverkhplastichnosti. M.: Mashinostroyeniye, 1992. 176 s. (rus.)
4. **Kremnev L.S., Onegina A.K., Vinogradova L.A.** Osobennosti prevrashcheniy, struktury i svoystv molibdenovykh bystrorezhushchikh staley [Features of transformations, structure and properties of molybdenum high-speed steels]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2009. № 12. S. 13–19.
5. **Barchukov D.A., Romanenko D.N.** Issledovaniya na energodispersionnom spektrometre bystrorezhushchey stali R2M8 dlya opredeleniya yeye strukturnykh izmeneniy, sposobstvuyushchikh uprochneniyu [Research on energy dispersive spectrometer high-speed steel R2M8 to determine its structural changes, further strengthenin]. *Materialy XX mezhdunarodnoy nauchno-tekhnicheskoy konferentsii «Novyye materialy i tekhnologii v mashinostroyenii 2014»*. Bryansk, 2014. S. 172–176. (rus.)
6. **Vostretsov G.N.** Deformatsionnaya sposobnost naplavlennogo teplostoykogo metalla tipa R2M8 pri martensitnom prevrashchenii. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrialnogo universiteta*. 2012. № 1, S. 7–10. (rus.)
7. **Barchukov D.A., Lavrentyev A.Yu., Zubkov N.S.** Sovershenstvovaniye struktury bystrorezhushchikh staley naplavkoy i poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniyem. *Sovremennyye problemy nauki i obrazovaniya*. 2012. № 5. S. 141–150. (rus.)
8. **Khaydorov A.D., Kondratyev S.Yu.** Vliyaniye termotsiklicheskoy obrabotki na strukturu litoy bystrorezhushchey stali R6M5-Sh [Effect of Thermal Cycling Treatment on the Structure of Cast High-Speed Steel R6M5-Sh]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2011. № 6. S. 42–47. (rus.)
9. **Kondpatyev S.Yu., Khaydopov A.D.** Termotsiklicheskaya obrabotka litoy bystrorezhushchey stali P6M5. *Tekhnologiya mashinostroyeniya*. 2010. № 12. S. 5–9. (rus.)
10. **Kondratyev S.Yu., Gorynin V.I., Popov V.O.** Optimizatsiya parametrov poverkhnostno-uprochnennogo sloya pri lazernoy zakalke detaley [Optimization of the parameters of the surface-hardened layer in laser quenching of components]. *Svarochnoye proizvodstvo*. 2011. № 3. S. 11–15. (rus.)
11. **Kondratyev S.Yu., Popov V.O.** Polucheniye kvazinokristallicheskoy struktury poverkhnostnogo sloya pri lazernoy obrabotke s tselyu povysheniya iznosostoykosti staley i splavov. *Tekhnologiya mashinostroyeniya*. 2011. № 3. S. 30–35. (rus.)
12. **Skripchenko A.I., Kondratyev S.Yu., Popov V.O.** Vozmozhnosti lazernogo poverkhnostnogo modifitsirovaniya detaley mashinostroyeniya. *RITM: Remont. Innovatsii. Tekhnologii. Modernizatsiya*. 2010. № 6. S. 23–25. (rus.)
13. **Lavrentyev A.Yu., Dozhdelev A.M.** Primeneniye stali 30KhGSA v kachestve materiala korpusa metallorazhushchego instrumenta. *Novyye materialy i tekhnologii v mashinostroyenii: Sbornik nauchnykh trudov po itogam mezhdunarodnoy nauchno-tekhnicheskoy konferentsii / Pod obshchey redaktsiyey Ye.A. Pamfilova*. Bryansk, 2014. № 19. S. 45–48. (rus.)
14. **Lavrentev A.Y., Dozhdelev A.M., Romanenko D.N., Filonovich A.V.** Research of structural phase transformations shn the fusion area of bimetallic punching tools. *Journal of chemical technology and metallurgy*. 2017. № 4 (52). P. 707–710.
15. **Makarov E.L., Yakuni B.F.** Teoriya svarivayemosti staley i splavov / Pod red. E.L. Makarova. M.: Izd-vo MGTU im. N.E. Bauman, 2014. 487 s. (rus.)
16. **Popov A.A., Popova L.Ye.** Spravochnik termista. Izotermicheskiye i termokineticheskiye diagrammy raspada pereokhlazhdennogo austenita. Sverdlovsk, 1961. 431 s. (rus.)

AUTHORS

LAVRENTEV Aleksei Yu. — Tver State technical university. E-mail: lavr_ay@mail.ru

DOZHDELEV Aleksei M. — Tver State technical university. E-mail: dozhdelev@gmail.com

Дата поступления статьи в редакцию: 10 сентября 2017 г.