

6. Структура, фазовый состав и свойства титана после электро-взрывного легирования и электронно-пучковой обработки / Ю.Ф. Иванов, С.В. Карпий, М.М. Морозов и др. – Новокузнецк: Изд-во НПК, 2010. – 173 с.
7. Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электро-взрывном легировании и электронно-пучковой обработке / Под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. – 212 с.
8. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, Р. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
9. Хирт Д., Лотте И. Теория дислокаций. – М.: Наука, 1972. – 599 с.

© 2012 г. *Н.А. Соскова, Е.А. Будовских, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, С.В. Райков*
 Поступила 5 мая 2012 г.

УДК 621.791.9:629.4027

А.Т. Канаев, К.Т. Кусаинова, А.В. Богомолов

Казахский аграрно-технический университет им. С. Сейфуллина (г. Астана, Казахстан)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ГРЕБНЯХ КОЛЕСНЫХ ПАР, УПРОЧНЕННЫХ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКОЙ

Плазменная поверхностная обработка является достаточно эффективным и производительным методом упрочнения стальных деталей с целью повышения их износостойкости. При этом нагрев под закалку осуществляется высокоэнтальпийной плазменной струей, стекающей вдоль нагреваемой поверхности при встречном относительном перемещении детали. Нагретая зона охлаждается сразу при выходе из плазмы, в основном, за счет отвода тепла в тело массивной стальной детали и конвективного теплоотвода с поверхности [1, 2].

Исследования проводили на бандажах колесных пар ремонтного локомотивного депо (г. Усть-Каменогорск), которые изготовлены из стали марки 2 в соответствии с требованиями ГОСТ 398 – 96. Химический состав исследуемой стали следующий: 0,57 – 0,65 % С; 0,22 – 0,45 % Si; 0,60 – 0,90 % Mn; до 0,15 % V; не более 0,035 % P; не более 0,040 % S. Повышенное (0,57 – 0,65 %) содержание углерода с одной стороны, обеспечивает износостойкость и контактную выносливость, с другой стороны, снижает теплостойкость. Поэтому в состав стали марки 2 введено 0,15 % ванадия, который, повышая теплостойкость, способствует улучшению сопротивляемости термическим и термомеханическим воздействиям.

Важную роль при плазменном нагреве играет теплопроводность материала, поскольку процесс плазменной термической обработки характеризуется подводом энергии к поверхности и распространением ее во внутренние слои металла за счет теплопроводности. При этом микрообъемы, находящиеся на разном расстоянии от поверхности, нагреваются до разных температур, причем скорости нагрева и охлаждения этих микрообъемов тоже разные. Отсюда следует, что для управления процессом плазменной поверхностной закалки необходимо на стадии нагрева определить температурно-временные параметры в каждом микрообъеме зоны термического влияния.

На следующем этапе (охлаждении) плазменной закалки происходит распад образовавшегося аустенита, полученного в разных температурных условиях. Для решения вопроса о типе структур, возникающих в зоне термического влияния, и, следовательно, об их свойствах, необходимо определить скорости охлаждения в каждом микрообъеме, а затем сопоставить их с термокинетическими кривыми распада аустенита при его определенной концентрации и максимальной температуре нагрева под закалку.

Следует отметить, что при плазменной закалке абсолютные значения теплового потока достигают $10^6 - 10^8$ Вт/м². Термический цикл процесса, состоящий из этапа нагрева длительностью 1,0 – 1,2 с и этапа охлаждения продолжительностью 1,5 – 2,0 с, составляет 2,5 – 3,0 с. Скорость нагрева стали может достигать $1,5 \cdot 10^3$ К/с и выше.

Технология предварительной термической обработки бандажей предусматривает их закалку с последующим отпускком. При этом механические свойства термически упрочненных бандажей соответствуют: предел прочности $\sigma_b = 930 - 1100$ Н/мм², твердость не менее 269 НВ, ударная вязкость $KCU = 0,25$ Дж/см², твердость на гребне бандажа не более 321 НВ. Однако в сертификате о качестве бандажей не указан режим упрочняющей термической обработки, хотя согласно ГОСТ 398 – 96 все температурные параметры термической обработки бандажей должны регистрироваться, поскольку об однородности и дисперсности исходной структуры можно судить на основе режима использованной термической обработки, в частности, температуры и продолжительности отпуска. Это важно потому, что исходная структура влияет не только на процессы структурообразования при плазменной обработке, но и на глубину упрочненного слоя. Это объясняется тем, что разные исходные структуры имеют неодинаковую теплопроводность вследствие различия внутренней

межфазной и межграницной поверхности, отделяющей феррит от карбида (цементита). Металлографические исследования показывают, что в структуре бандажной стали, поступающей на плазменное упрочнение, присутствует сетка феррита, которая при исходной закаленной и отпущенной структуре не должна наблюдаться, что косвенно свидетельствует об отклонении от режима стандартной термической обработки. При резком интенсивном тепловом воздействии, имеющем место в процессе плазменной закалки, нарастание теплового потока от высокотемпературной струи к обрабатываемой поверхности должно проводиться в соответствии с теплофизическими свойствами материала. Коэффициент температуропроводности стали марки 60 (аналог стали марки 2, исследованной в настоящей работе) при комнатной температуре составляет $0,13 \text{ см}^2/\text{с}$ и уменьшается до $0,05 \text{ см}^2/\text{с}$ при температуре $1400 \text{ }^\circ\text{C}$.

В качестве генератора высокотемпературной струи использовали электродуговой плазмотрон, работающий на защитном газе. Зазор между срезом сопла плазмотрона и обрабатываемой поверхностью устанавливали в зависимости от мощности плазмотрона и требуемой глубины упрочнения. Режим плазменного упрочнения представлен ниже:

Сила тока, А	275
Напряжение электрической дуги, В	120
Номинальная мощность дуги, кВт	35
Расход защитного газа, л/мин	5
Частота вращения колесной пары, об/мин (7,0 – 7,2 мин за полный оборот колеса)	0,143

Упрочнению подвергали зону перехода от рабочей поверхности к поверхности катания шириной 25 – 26 мм. После плазменного упрочнения был произведен микроструктурный анализ поверхностного слоя, определены химический состав всех зон по сечению и микротвердость по глубине упрочненной зоны, измере-

на толщина закаленного слоя на растровом электронном микроскопе JEOL ISM-5910 и оптическом микроскопе фирмы Leica Microsystems. Микротвердость материала была определена по методу Виккерса на инвертированном микроскопе фирмы Leica Microsystems при нагрузке 2,5 Н.

Распределение микротвердости по глубине закаленной зоны (в первой серии экспериментов) показывает, что микротвердость в приповерхностном слое, на расстоянии 124 мкм от поверхности, достигает рекордного значения и составляет 1688,2 HV. На глубине 921 мкм она уменьшается до значений 1000,8 HV и далее до значений микротвердости 413 HV на глубине 1175,9 мкм. Результаты второй серии экспериментов представлены в табл. 1.

Металлографические исследования [3, 4] упрочненных зон показали, что микроструктура стали по глубине плазменного воздействия состоит из трех зон:

1 – зона микроплавления, состоящая из неравновесной мелкодисперсной структуры, близкой к аморфной. Эта зона микроструктурно выявляется в виде белого нетравящегося слоя исключительно высокой твердости (1688,2 и 1589,1 HV). Зона микроплавления неравномерна по ширине обработанной поверхности: максимальная глубина центральной части составляет 921 мкм, к краю обработанной поверхности она уменьшается и составляет 148 мкм (рис. 1).

Эти экспериментальные данные показали, что при выборе оптимального режима плазменной обработки необходимо обеспечить равномерность упрочненного слоя, как по ширине закалочной дорожки, так и по окружности бандажа, а контроль равномерности осуществлять в диаметрально-противоположных направлениях.

2 – непосредственно под белым нетравящимся (аморфизированным) слоем расположена зона плазменного воздействия, граничащая с зоной неполной закалки (между критическими точками $A_3 - A_1$) с микротвер-

Т а б л и ц а 1

Микротвердость по глубине закаленной зоны после поверхностной плазменной закалки

Исходная микротвердость	Глубина замера микротвердости от поверхности, мкм	HV в зоне		
		микроплавления	переходной	исходной структуре
403,4 – 404,9	123,0	1380,3	–	–
	300,0	1589,1	–	–
	645,1	–	1021,5	–
	932,5	–	1012,9	–
	993,1	–	820,3	–
	1120,3	–	662,7	–
	1221,5	–	443,2	–
	1239,4	–	–	404,6
	1401,6	–	–	404,9

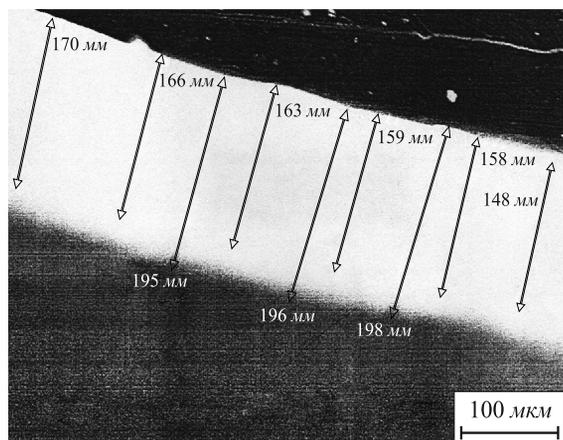


Рис. 1. Зона микроплавления по ширине обработанной поверхности (край)

достью, соответствующей значениям этого показателя для мелкоигольчатого мартенсита и троосто-мартенсита, переходящая в сорбит отпуска ближе к исходной структуре (рис. 2).

3 – зона исходной структуры и микротвердости, представляющая мелкодисперсный сорбит отпуска с микротвердостью 400 – 450 HV (рис. 3).

Рассматриваемые особенности микроструктуры после плазменной обработки объясняются сверхвысокими скоростями нагрева и последующего охлаждения за счет стока теплоты в холодные слои металла, недостижимыми при традиционных методах термической об-

работки. Это приводит к тому, что структурные и фазовые составляющие стали после плазменной обработки характеризуются повышенной дисперсностью и более высоким уровнем внутренних (структурных) напряжений II и III рода, а также ярко выраженной химической микронеоднородностью. Для экспериментальной проверки этих утверждений были проведены специальные исследования по определению химического состава стали с возбуждением спектра в искре на искровом спектрометре Spectrolab Jt^{CCD} фирмы Leica Microsystems. Данные химического анализа по глубине плазменного упрочнения и неупрочненной зоны подтверждают химическую микронеоднородность структурных и фазовых составляющих исследованной стали [5].

Содержание углерода по глубине упрочненной зоны колеблется от 0,002 до 0,060 % (ат.). Такую же микронеоднородность по глубине закаленной зоны имеют и другие постоянные примеси (Si, Mn, V и др.) стали.

При термическом цикле плазменной поверхностной закалки, состоящем из фазы нагрева длительностью 1,0 – 1,2 с и фазы охлаждения 1,5 – 2,0 с, процессы, связанные с гомогенизацией твердого раствора, не успевают завершиться в объеме отдельных зерен, и это способствует образованию метастабильных структур высокой твердости с хорошим сопротивлением износу и микросхватыванию в процессе трения.

Неоднородность и искаженность структурных и фазовых составляющих стали подтверждаются результатами мультифрактального анализа снимков упрочненной зоны и исходной структуры [6]. Результаты мультифрактального анализа снимков представлены в табл. 2. Из нее видно, что основа – достаточно упорядоченная неоднородная структура, возникшая, видимо, в результате предварительной термической обработки стали. Переходный слой – область хаоса, имеющая наиболее неупорядоченную и однородную структуру. Возросший параметр плотности фрактальных структур в упрочненном слое свидетельствует об образовании мультифрактальной структуры, характе-

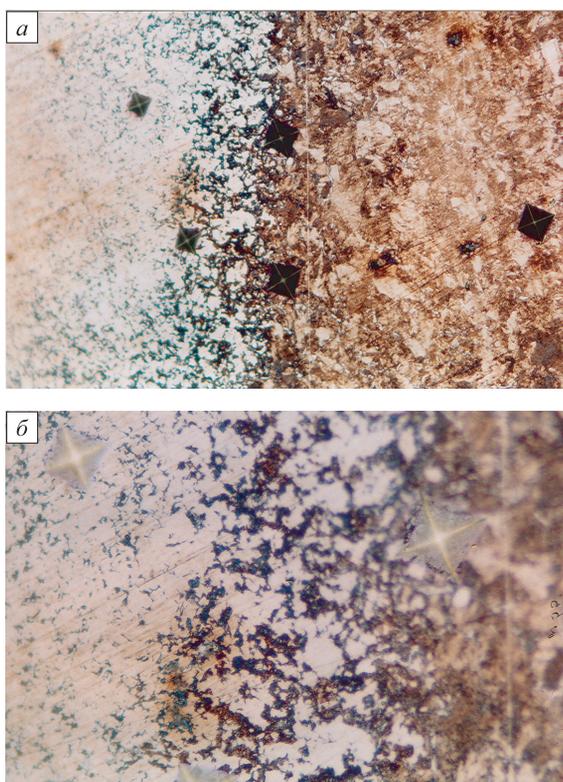


Рис. 2. Переходная зона от аморфной структуры к кристаллической, 1012,9 HV, $\times 200$ (а) и 820,3 HV, $\times 500$ (б)

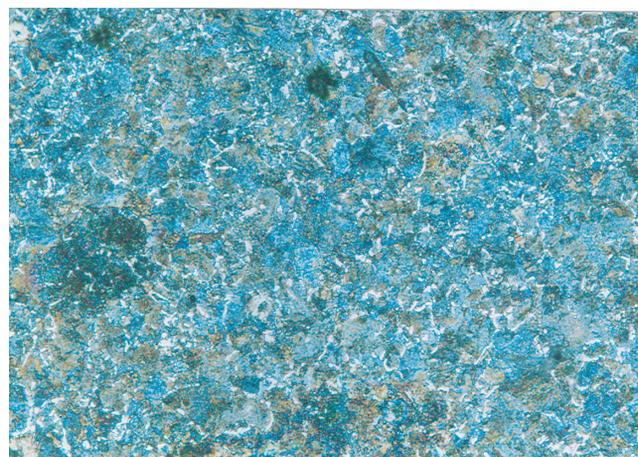


Рис. 3. Зона исходной структуры и твердости, 404 HV, $\times 200$

Т а б л и ц а 2

**Результаты мультифрактального анализа снимков
поверхности стали**

Параметры	Значение параметра в слое		
	упроч- ненным	переход- ном	исходной структуре
Удельная энтропия	0,050	0,050	0,050
Упорядоченность	0,143	0,082	0,115
Фрактальная размерность	1,991	1,993	1,993
Однородность	0,922	0,986	0,936

ризующейся неоднородностью и упорядоченностью. Поскольку величина $D_0 \approx 2$, то структура представляет собой плотноупакованные кластеры с фрактальными границами.

Как уже отмечалось, если исходная структура феррито-перлитная, то в условиях кратковременного плазменного воздействия гомогенизация твердого раствора (аустенита) не успевает пройти, и в структуре слоя, закаленного из аустенитного состояния, наряду с мартенситом, образовавшемся на месте бывших перлитных колоний, присутствует феррит в виде сетки. При исходной закаленной и отпущенной структуре ферритная сетка отсутствует, и это способствует плавному переходу зоны закалки к зоне отпуска с высокодисперсной трооститно-сорбитной структурой. Анализ микроструктур показывает, что непосредственно на границе зоны плазменного упрочнения с исходной структурой дисперсного сорбитообразного перлита имеется узкая (приблизительно 0,2 – 0,3 мм) зона с пониженной твердостью и повышенной травимостью. Формирование между упрочненным слоем и сердцевиной зоны с пониженной твердостью является важным фактором повышения трещиностойкости поверхностно-упрочненных изделий. В этой зоне происходит торможение трещин, возникающих в хрупком упрочненном плазменной закалкой слое. Эти экспериментальные исследования показывают, что при обработке оптимальных режимов плазменного упрочнения необходимо обеспечить плав-

ное изменение структуры и микротвердости по глубине. Это приводит к снижению напряжений растяжения за упрочненной зоной, а в упрочненной (закаленной) зоне напряжения сжатия достигают 250 – 350 МПа. Таким образом, формирование больших напряжений сжатия в закаленном поверхностном слое и снижение напряжений растяжения в переходной разупрочненной зоне способствует повышению работоспособности изделий, работающих в условиях контактных и знакопеременных нагрузок.

Выводы. Исследованы процессы формирования микро- и субструктур в гребнях колесных пар тягового подвижного состава, подвергнутых плазменной обработке. Показано, что основным фактором, приводящим к сильному упрочнению поверхностного слоя при плазменной закалке, является формирование в приповерхностной зоне неравновесной метастабильной структуры, близкой к аморфной, переходящей к узкой зоне полной и неполной закалки с неоднородной и искаженной структурой мартенсита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лыков А.К., Редькин Ю.Г., Глибина Л.А. // Локомотив. 2000. № 1. С. 27, 28.
2. Кусаинова К.Т., Канаев А.Т., Токтанаева А.А. // Вестник Казахской академии транспорта и коммуникации. Алматы. 2004. № 6 (31). С. 25 – 28.
3. Канаев А.Т., Кусаинова К.Т. // Локомотив. 2006. № 6. С. 59 – 63.
4. Канаев А.Т., Байбосынова Л.А. – В кн.: Материалы V Международной научно-практической конференции «Новейшие научные достижения – 2009». Т. 24. Технологии. – София: «Бял Град-БГ» ОДД. 2009. С. 3 – 6.
5. Богомолов А.В., Канаев А.Т. – В кн.: Материалы Международной научно-практической конференции «Металлургия Прииртышья в реализации программы форсированного индустриально-инновационного развития «Казахстан – 2030». – Павлодар: изд. Кереку ПГУ им. С. Торайгырова, 2011. С. 125 – 131.
6. Синергетика и фракталы в материаловедении. // В.С. Иванова, А.С. Баланкин, И.Ж. Бунин, А.А. Оксогоев – М.: Наука, 1995. – 280 с.

© 2012 г. А.Т. Канаев, К.Т. Кусаинова,
А.В. Богомолов
Поступила 3 августа 2011 г.