

С.Сейфуллин атындағы Қазақ агротехникалық университетінің 60 жылдығына арналған «Сейфуллин оқулары– 13: дәстүрлерді сақтай отырып, болашақты құру» атты Республикалық ғылыми-теориялық конференциясының материалдары = Материалы Республиканской научно-теоретической конференции «Сейфуллинские чтения – 13: сохраняя традиции, создавая будущее», посвященная 60-летию Казахского агротехнического университета имени С.Сейфуллина. - 2017. - Т.1, Ч.3. - С.109-112

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНО-СЛОИСТОЙ СТРУКТУРЫ В БАНДАЖНОЙ СТАЛИ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

Амиржанова Р., Канаев А.Т.

В последние годы широкое распространение получают методы поверхностного упрочнения, в основе которых лежат использование лазерного излучения и плазменного воздействия с целью получения модифицированной структуры с заданными свойствами. Теплофизические особенности плазменного воздействия обуславливают отличительные особенности фазовых и структурных превращений и поэтому характер сформированных структур. Важнейшими из них являются их слоистость и высокая степень дисперсности мартенсита, определяющие комплекс эксплуатационных характеристик упрочненных материалов - износостойкость, высокие механические свойства, трещиностойкость. В данной работе с целью формирования в упрочненном слое слоистой структуры исследовали образцы бандажной стали с магнитно-плазменным упрочнением гребня. Макроскопические исследования проводили на поперечном темплете бандажа с высотой гребня 28 мм после травления 50% водным раствором серной кислоты. Исследования структуры проводили на металлографическом микроскопе "Neophot" при увеличении $\times 500$ на микрошлифах, вырезанных в поперечном направлении из сегмента с условием сохранения упрочненного слоя. Изучали микроструктуру, глубину, распределение микротвердости по сечению шлифов, качество упрочненных поверхностей. Микротвердость упрочненного слоя измеряли на микрошлифе до травления на приборе ПМТ-3 при нагрузке 1,962Н (200гс) в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-2006 "Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников" Измерение на поперечном шлифе проводилось в направлении, перпендикулярном к касательной образующей гребня с максимальной глубиной упрочненного слоя. Значения микротвердости приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Изменение микротвердости по глубине упрочненного слоя

Расстояние от поверхности, мм	Микротвердость, HV ₀₂	Расстояние от поверхности, мм	Микротвердость, HV ₀₂
0,05	860	1,10	528
0,10	837	1,25	414
0,15	837	1,40	414
0,20	792	1,55	359
0,25	750	1,70	330

0,30	673	1,90	310
0,40	608	2,10	287
0,50	594	2,30	282
0,60	594	2,50	272
0,70	566	2,70	263
0,80	540	2,90	255
0,95	540	3,10	255

Как видно из таблицы, изменение микротвердости происходит в диапазоне от 860 HV₀₂ до 255 HV₀₂. На глубине 0,05 - 0,30 мм наблюдается мартенситная структура с микротвердостью 860- 673 HV₀₂, на глубине 0,40-1,40 мм троосто-мартенситная структура с микротвердостью 608 - 414 HV₀₂, затем трооститная структура на глубине 1,55 - 1,70 мм с микротвердостью 359 - 330 HV₀₂, сорбитная на глубине 1,90 -2,50 мм микротвердостью 310 - 272 HV₀₂, далее структура основного металла с феррито-перлитной структурой. По глубине упрочнения отчетливо наблюдается образование нескольких структурных зон различной микротвердости (Рис 1).

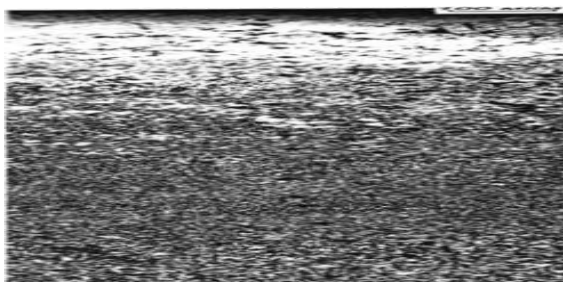


Рисунок 1 – Градиентно-слоистая структура гребня бандажа в упроченной зоне, x200

На поверхности находится зона, химический состав, соответствующий составу стали с содержанием углерода 0,63%. При резком охлаждении происходит превращение в игольчатый мартенсит с дисперсностью 5-15 мкм. За ней следует зона превращенного в твердом состоянии аустенита в троостомартенсит. В микроструктуре этих слоев наблюдается присутствие небольшого количества остаточного аустенита, количество которого колеблется и зависит от глубины закаленного слоя. Далее следует слой троостита, где микротвердость снижается и зависит от объемного содержания присутствующих фаз, затем в структуре появляется сорбит. Область расположения появляющегося сорбита определяется центральными участками бывших аустенитных зерен, характеризуется меньшей дисперсностью ферритных и цементитных составляющих в них по сравнению с трооститом и обладает меньшей микротвердостью. Микротвердость в этой области зависит от объемного количества присутствующих фаз. По мере углубления внутрь образца, на стыке границ бывших аустенитных зерен появляется феррит и его количество постепенно возрастает. Структура остается феррито-сорбитной и затем плавно переходит в феррито-перлитную. Суммарная микротвердость снижается до исходной. Исходная структура

представляет собой смесь ферритных и перлитных зерен с объемной долей каждой фазы соответственно 40-60 %. Изменение микроструктуры с исходным состоянием перлит+ феррит при плазменном упрочнении без оплавления поверхности имеет следующую особенность. На поверхности структура представляет собой мартенсит мелкодисперсной морфологии, образованный при перекристаллизации аустенита с различной степенью пресыщения легирующими элементами и углерода с некоторым содержанием остаточного аустенита. Области аустенита, где располагались ферритные зерна при быстром нагреве перед $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, содержали меньшее количество легирующих элементов и углерода, и образованный перекристаллизованный мартенсит в них также имел более низкое их содержание; в нем также ниже искажения кристаллической решетки по сравнению с областями аустенита, образованными на местах, где располагались перлитные колонии. В структуре появляется троостит (более темнотравящаяся составляющая). Его количество возрастает по мере углубления, структура становится мартенситно-трооститной, затем она становится мартенситно-трооститно- сорбитной. Еще ниже, на стыках бывших аустенитных зерен и границах, появляется светлая составляющая - феррит. Количество феррита также возрастает по мере углубления с постепенным уменьшением количества мартенсита и переходом к исходной феррито-перлитной структуре. Ее величина определяется количественным объемным соотношением присутствующих фаз. С целью оптимизации параметров плазменного упрочнения изучалось влияние мощности плазменной дуги, расстояния между срезом сопла плазматрона и обрабатываемой поверхностью, скорости перемещения плазматрона, расхода плазмообразующего газа (аргона), расстояния между упрочняемыми дорожками. Скорость перемещения плазматрона составляла 30-50 мм/с, расход плазмообразующего газа варьировался в пределах 4,0-7,0 л/мин, расстояние до обрабатываемой поверхности составляло ~ 10 мм, уровень тока плазменной дуги составлял 80-100 А при напряжении 40 В. Установлено, что при увеличении скорости перемещения плазматрона с 37 мм/с до 50 мм/с глубина упрочненной зоны снижается с 0,80 мм до 0,49 мм. Ширина упрочненной дорожки уменьшается с 4,8 мм до 1,5 мм. Исследование влияния расхода газа на глубину упрочнения показывает, что наибольшая глубина закаленной зоны для использованной бандажной стали имеет место при расходе аргона 5 л/мин. Этот режим можно использовать для упрочнения гребней бандажа из стали Ст. 2 методом плазменного упрочнения, при этом достигаемая твердость значительно превышает твердость, получаемую традиционной объемной закалкой. Влияние исходного структурного состояния на упрочнение плазменной струей исследовали перед плазменной обработкой на эффект упрочнения, глубину получаемых слоев, твердость и износостойкость изделий. Образцы стали в различном исходном состоянии (сыром, закаленном и закаленном с отпуском) были подвержены плазменному упрочнению с током 80 А, расходом плазмообразующего газа 5 л/мин и

линейной скорости перемещения плазмотрона 900 - 1000 мм/мин. Влияние толщины образцов оценивали, сравнивая данные обработки образцов толщиной 3 и 10 мм. Структура образцов в исходном сыром состоянии - феррито-перлитная, после объемной закалки - мартенситная, объемной закалки с отпуском - отпущенный мартенсит. В мартенсите присутствует некоторое количество остаточного аустенита. Следует отметить, что плазменной обработки образцов всех состояний структура слоистая. На поверхности имеется зона фазовой перекристаллизации, в которой находится более мелкодисперсный мартенсит с остаточным аустенитом, далее следует зона отпуска с постепенным переходом структурных составляющих к исходной структуре. Характер упрочнения и распределение твердости по глубине образцов толщиной 10 мм показывает, что на поверхности образцов всех состояний наблюдается интенсивное увеличение твердости (примерно до глубины 0,2 мм). Далее наблюдаются достаточно равномерный характер изменения твердости. Наибольшее упрочнение испытывают образцы в состоянии закалки и отпуска, в них выше твердость, но меньше глубина упрочненной зоны. Распределение твердости по глубине образцов разной толщины (3 и 10 мм) в закаленном и закаленном с отпуском состояниях после плазменной обработки показывает, что для обоих исходных состояний значения твердости для массивных образцов выше, но у них меньше глубина упрочнения. Это, по-видимому, объясняется прогревом тонких образцов на большую глубину и последующим большим снижением твердости перекристаллизованного мартенсита вследствие отпуска.

Список литературы

1. Балановский А.Е. Плазменное поверхностное упрочнение металлов.- Иркутск: Изд-во Ир. ГТУ, 2006, -180 с.
2. Канаев А.Т., Богомолов А.В. Структурообразование в плазменно-упрочненных металлических материалах.- Астана: Политон, 2015.- 184 с.
3. Бандажи из углеродистой стали для подвижного состава железных дорог:ГОСТ 398-2010
4. Бандажные колеса с термическим упрочнением гребня: Технические условия ТУ 0943-218-01124323-20065. Effects of thermal plasma jet heat flux characteristics on surface hardening /Xiang Y., Yu Deping, Li Qingtao, Peng, HuabeiCao Xiuquan, Yao Jin //JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY .- 2015.- DEC.