

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КАРБИДНЫХ И КАРБОНИТРИДНЫХ ДИФфуЗИОННО-УПРОЧНЕННЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 35ХГСА

Е. П. Поздняков

*Учреждение образования «Гомельский государственный технический
университет имени П. О. Сухого», Беларусь*

Научный руководитель И. Н. Степанкин

Введение

радиционное применение цементации и нитроцементации призвано увеличить износостойкость поверхности деталей. Достижение необходимой твердости поверхностно-упрочненного слоя обеспечивается формированием мартенситной матрицы в результате финишной термообработки упрочненной детали – закалки и низкого отпуска. Сердцевина детали при этом сохраняет вязкость за счет пониженного содержания углерода. Легирование цементуемых сталей – 20Х, 20ХГР, 12ХНЗА, 18ХГТ и др. сильными карбидообразующими элементами способствует измельчению зерна и создает дополнительные условия для повышения вязкости металла. Твердость сердцевины, перечисленных сталей после науглероживания, закалки и низкого отпуска оказывается ниже на 15–20HRC чем у науглероженного слоя [1]. Очевидно, что при эксплуатации деталей из указанных сталей при контактных нагрузках на рабочие поверхности более 1000 МПа будет повышаться вероятность хрупкого разрушения упрочненного слоя вследствие деформации сердцевины. Решение задачи по альтернативному применению экономнолегированных конструкционных сталей с диффузионно-упрочненным слоем вместо высоколегированных в условиях высоких по величине контактных нагрузок при достижении повышенной износоустойчивости поверхностного слоя может быть получено путем науглероживания сталей с таким содержанием углерода, которое позволило бы придать сердцевине металла высокую твердость и прочность.

Объекты и методы исследований

Объектом исследований являлась конструкционная экономно-легированная сталь 35ХГСА. Для создания упрочненных слоев использовали технологии науглероживания и высокотемпературного цианирования. В обоих случаях основу насыщающей среды составлял древесный уголь, который для высокотемпературного цианирования модифицировали азотсодержащими добавками. Процесс науглероживания проводили непрерывным нагревом в течение 9 ч при температуре 920 °С. Цианирование также проводили с нагревом до температуры 920 °С и выдержкой 4 ч на первом этапе. После чего осуществляли термоциклирование с охлаждением садки до температуры 580 °С выдержкой 1 ч, повторным нагревом до температуры 920 °С и выдержкой 4 ч. Завершение обоих процессов химико-термической обработки проводили, путем медленного охлаждения контейнеров со скоростью 50 градусов в час до комнатной температуры. Окончательное формирование свойств упрочненного слоя проводили осуществляя закалку с температуры 860 °С в воде и масле, а также низкий отпуск при температуре 200 °С в течение 1 ч.

Экспериментальные образцы представляли собой шлифованные пластины длиной 62 мм и поперечным сечением с размерами 6 × 14,7 мм. Форма и размеры пластин, обеспечивали возможность исследования на образцах распределение микротвердости, изучение структуры и оценку ударной вязкости диффузионно-упрочненного материала. В последнем испытании концентратор напряжений на образцах не изготавливали.

Определение объемной доли карбидной фазы в упрочненных слоях проводили методом секущей.

Результаты исследований и их обсуждение

Структура упрочненных слоев, характеризуется наличием двух зон. Первая – наружная зона отличается двухфазным строением. Как видно из рис. 1, в обоих случаях применения химико-термической обработки, в поверхностном слое наблюдается присутствие избыточных карбидов. Ширина зоны, в которой присутствуют избыточные карбидные включения, составляет порядка 0,1 мм, под ней располагается основной объем упрочненного слоя структура которого представлена перлитом. В нем по мере углубления появляются ферритные зерна. Суммарная глубина упрочненного слоя до появления первых ферритных зерен составляет не менее 0,8 мм.

Размеры карбидных частиц, сформированных науглероживанием и цианированием в наружной заэвтектоидной зоне, близки. Это объясняется тем, что при высокотемпературном цианировании в поверхностный слой металла диффундирует преимущественно углерод, приближая процесс упрочнения к цементации [2]. Строение карбидной фазы, полученной в процессе цементации, напоминает скелетообразную пограничную ликвацию (рис. 1, *а*). Форма карбидных частиц угловатая с участками срастания. Термоциклирование, проведенное в процессе цианирования, позволило сформировать глобулярную форму карбидных частиц (рис. 1, *б*).

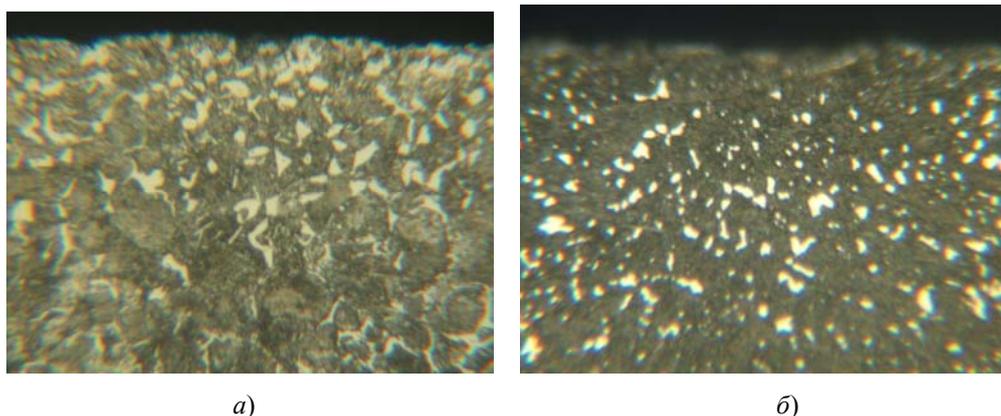


Рис. 1. Структура поверхностного слоя стали 35ХГСА ($\times 350$) после упрочнения науглероживанием (*а*) и цианированием (*б*)

Термическая обработка упрочненных образцов – закалка и низкий отпуск – изменила морфологию науглероженного слоя, устранив срастание отдельных карбидных частиц (рис. 2, *а*). Однако полной сфероидизации карбидной фазы не произошло. Форма некоторых включений отличается значительной протяженностью при небольшом поперечном сечении и угловатыми очертаниями. Морфология цианированного слоя практически не претерпела изменений. В обоих исследованных случаях объем карбидной фазы в результате проведенной термической обработки упрочненных образцов не изменился. В науглероженном слое он составил 22–25 %, в слое, полученном цианированием, 15–16 %.

Данный результат свидетельствует в пользу того, что в формировании карбидной фазы участвует хром, которым легирована сталь 35ХГСА. Сложные по составу карбидные частицы имеют более высокую теплостойкость, чем цементит, и не растворяются в аустените при нагреве под закалку, сохраняя свое строение после окончания термообработки.

Ударная вязкость экспериментальных образцов, упрочненных как науглероживанием так и цианированием, определенная после закалки и отпуска, составила по-

рядка 3–7 Дж/см². Полученное значение существенно ниже, чем у упрочненных образцов, не подвергнутых термической обработке. Для науглероженных образцов она составляет порядка 20 Дж/см², а цианированных – 35 Дж/см².

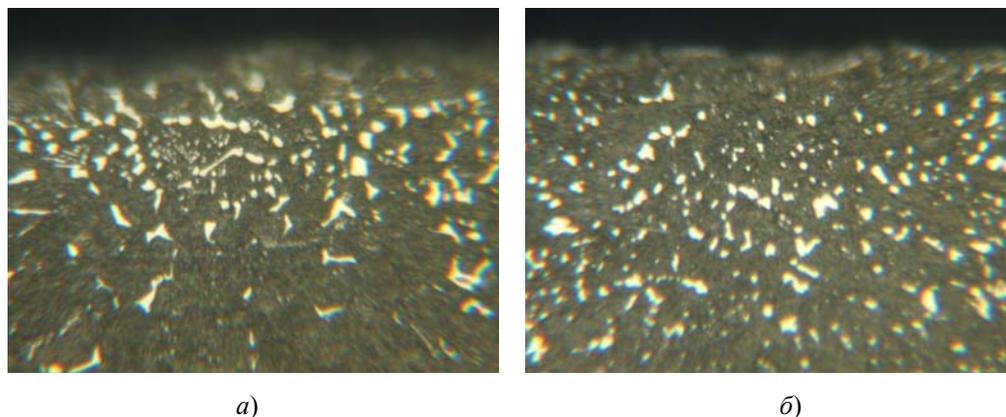


Рис. 2. Структура поверхностного слоя стали 35ХГСА ($\times 350$) после упрочнения науглероживанием (а) и цианированием (б), подвергнутого закалке и отпуску

ДюрOMETрические исследования поперечного сечения образцов после закалки и отпуска показали, что сердцевина металла имеет твердость превышающую величину 50 HRC при твердости поверхности – 62–64 HRC. Изменение твердости по сечению происходит плавно, без резкого градиента. Полученные значения распределения твердости позволяют предположить, что благодаря повышенной твердости сердцевины, более твердый и хрупкий поверхностно-упрочненный слой не будет подвергаться усталостному растрескиванию под действием контактных нагрузок.

ЗаклЮчение

Результаты исследований показали, что применение цементации и высокотемпературного цианирования при упрочнении экономно-легированной стали 35ХГСА позволяет сформировать схожие по структуре и свойствам упрочненные слои. Отличия в морфологии карбидной фазы, отмеченные у образцов подвергнутых цианированию, выражающиеся в формировании глобулярной формы карбидных включений, обусловлены применением термоциклического режима синтеза упрочненного слоя. Карбидный слой, сформированный в процессе непрерывного нагрева стали 35ХГА, отличается угловатыми карбидами, в то время как включения в цианированном слое за счет применения термоциклирования приобретают глобулярную форму. Результаты исследования влияния технологических режимов химико-термической обработки на морфологию и свойства сплава позволяют получить представление о строении карбидной фазы, сформированной науглероживанием и нитроцементацией, и учесть различия в структуре слоев. Являются базовой информацией для изучения механизма разрешения при контактно-усталостном нагружении материала.

Литература

1. Конструкционные материалы : справочник / под ред. Б. Н. Арзамасова. – М. : Машиностроение, 1990. – 688 с.
2. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М. : Металлургия, 1985. – 256 с.