

Рис. 2. Изменение микротвёрдости H_{μ} фольги:
 а – в процессе выдержки при температуре 20 °С; б – при изохронном отжиге

Таким образом, БЗ фольги Zn-10 мас. % Sn являются двухфазными, состоящими из твердого раствора цинка и олова. Фольги имеют микрокристаллическую структуру и текстуру (0001). Распределение выделений второй фазы в поперечном слое неоднородное, что связано с уменьшением скорости зародышеобразования олова. После получения БЗ фольг при комнатной температуре наблюдается распад пересыщенного твердого раствора. Дополнительная термическая обработка способствует активизации процесса коалесценции, при котором дисперсные частицы второй фазы образуют более крупные сегрегации. Температуры до 160 °С не вызывают изменения исходной текстуры.

Литература

1. Şahin, M. The effect of the solidification rate on the physical properties of the Sn-Zn eutectic alloy / M. Şahin, F. Karakurt // *Physica B: Physics of Condensed Matter*. – 2018. – Vol. 545. – P. 48–54.
2. Liu, S. Present status of Sn–Zn lead-free solders bearing alloying elements / S. Liu, S. Xue, P. Xue // *J Mater Sci: Mater Electron*. – 2015. – Vol. 26, iss. 7. – P. 4389–4411.
3. Мирошниченко, И. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко. – М. : Металлургия, 1982. – 168 с.
4. Русаков, А. А. Рентгенография металлов / А. А. Русаков. – М. : Атомиздат, 1977. – 488 с.
5. Зерница, Д. А. Влияние отжига на микроструктуру сплава Sn-8,8 мас. % Zn / Д. А. Зерница, В. Г. Шепелевич // *Приборостроение – 2019 : материалы 12 Междунар. науч.-техн. конф.*, Минск, 13–15 нояб. 2019 г. / Белорус. нац. техн. ун-т ; редкол.: О. К. Гусев [и др.]. – Минск, 2019. – С. 295–297.

УДК 621.785.92:620.178.167

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ У8А И 9ХС

Е. П. Поздняков, И. Н. Степанкин

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

При испытании материалов на контактную усталость в условиях воздействия циклических нагрузок основным параметром, определяющим предел контактной выносливости, является твердость сплава. Для сталей твердость металлической мат-

рицы возрастает с увеличением количества углерода. Проведенные исследования [1] показали, что на износостойкость материала большее влияние оказывает соотношение фаз в сплаве. Для изготовления холодновысадочного инструмента, работающего при пульсирующих напряжениях свыше 1000 МПа, наибольшее распространение получили инструментальные стали Р6М5, Х12МФ, 6Х4М2ФС и др. Однако большое содержание карбидообразующих элементов, в частности хрома, приводит к появлению в структуре крупных первичных карбидов, а также карбидной неоднородности в виде полосчатости. В совокупности эти факторы приводят к появлению первоначальных трещин на этапе получения гравюры холодновысадочных пуансонов. Для проведения исследований были выбраны инструментальные стали, в которых отсутствует карбидная неоднородность – 9ХС и У8А. На стойкость инструмента важно также учитывать и влияние других структурных составляющих сплавов – остаточного аустенита. Управляя его количеством, можно получить удовлетворительную стойкость инструмента за счет добавления вязкости при сохранении высокой твердости металлической матрицы. Целью работы является установление влияния количества остаточного аустенита на структуру, твердость и износостойкость в условиях воздействия пульсирующих контактных напряжений инструментальных сталей У8А и 9ХС.

Методика проведения исследований. Объектами исследований являлись инструментальные стали 9ХС и У8А. Для получения необходимых механических свойств проводили термическую обработку (см. таблицу). Для установления влияния объемной доли остаточного аустенита на стойкость сталей к контактному изнашиванию половина партий образцов подвергалась криогенной обработке, которую проводили в жидком азоте непосредственно после закалки. Интенсивность накопления усталостных повреждений в поверхностных слоях сплавов при многократном воздействии на материал исследовали на установке для испытаний на контактную усталость и износ [2]. Установка обеспечивает контактное нагружение торцевой плоскости образца за счет его прокатывания по рабочей поверхности подпружиненного дискового контртела. Величина напряжений, действующих на материал, определяется площадкой контакта между образцом и контртелом. Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Метам РВ-22. Травление поверхности сплава осуществляли 1–5%-м спиртовым раствором азотной кислоты. Твердость упрочненных сплавов определялась на твердомере Виккерса DuraScan 20 при нагрузке 98,07 Н. Фазовый состав поверхности упрочненных образцов определяли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.

Режимы термической обработки и твердость сталей 9ХС и У8А

Марка стали	Обозначение образцов	Термическая обработка				Твердость, HV/HRC	Аустенит $A_{ост}$, об. %
		Температура закалки, °С	Охлаждающая среда	Криогенная обработка, °С	Температура отпуска, °С		
У8А	▲	780	Вода	–	200	685/59,5	9 ± 1
	Δ			–196		740/61,8	5 ± 1
9ХС	◆	860	Масло	–		730/61,4	5 ± 1
	◇			–196		770/2,9	3 ± 1

После термической обработки основу металлической матрицы инструментальных сталей У8А и 9ХС составил мартенсит отпуска и остаточный аустенит. Данные рентгенофазового анализа показали, что после проведения криогенной обработки объемную долю γ -фазы снизилась с 9 до 5 % в стали У8А и с 5 до 3 % в стали 9ХС. В стали 9ХС дополнительно присутствуют равномерно распределенные мелкодисперсные сферические карбиды размером не более 2 мкм, доля которых может достигать 10–11 % [3].

В результате испытаний образцов циклическими контактными напряжениями с амплитудой 1300 ± 65 МПа получены кривые износа, отражающие зависимость глубины лунки износа от числа циклов нагружения (рис. 1). Изнашивание стали У8А характеризуется двумя этапами (рис. 1, а). После этапа приработки, длительностью 2 тыс. циклов, следует этап высокой стойкости к изнашиванию. При наработке 30 тыс. циклов нагружения суммарная глубина лунки износа достигла 0,10 мм. Проведение криогенной обработки оказало существенное влияние на зависимость изнашивания – появлением этапа ускоренного износа, регистрируемого после 13 тыс. циклов нагружения. Это связано с уменьшением количества остаточного аустенита с 9 до 5 % после охлаждения до температур ниже конца мартенситного превращения, что повысило твердость, а соответственно, и хрупкость стали.

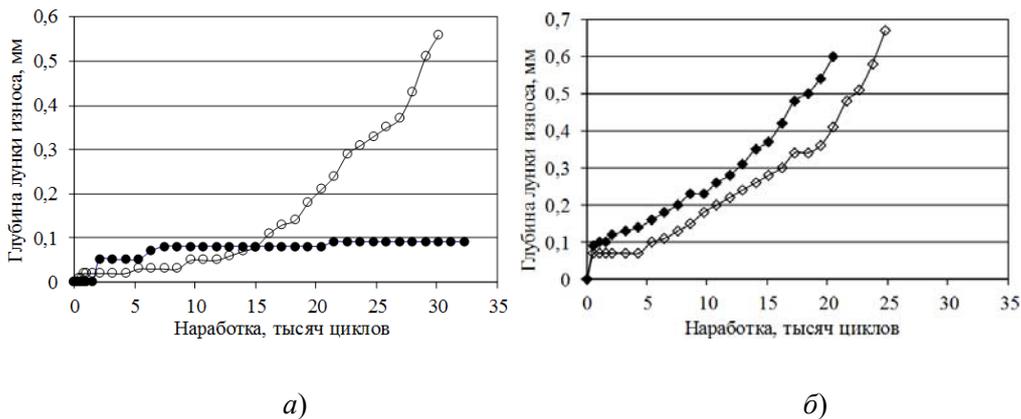


Рис. 1. Зависимости изнашивания от числа циклов нагружения стали У8А (а) и 9ХС (б) в процессе контактного нагружения амплитудой 1300 ± 65 МПа (светлыми маркерами обозначены стали, дополнительно подвергнутые криогенной обработке)

Испытаниями на контактную усталость определено, что сталь 9ХС при напряжениях 1300 ± 65 МПа обладает низкой стойкостью к изнашиванию (рис. 1, б). Это объясняется пониженным содержанием остаточного аустенита 5 % и легированием сплава кремнием, который повышает твердость и предел текучести твердого раствора. Также повышенная концентрация кремния в стали может приводить к снижению значений энергии дефекта упаковки в ней [4], что, в свою очередь, увеличивает вероятность появления трещин при циклическом нагружении [5]. Указанные особенности снижают вязкость и трещиностойкость стали 9ХС. Охлаждение стали 9ХС ниже температуры конца мартенситного превращения способствует небольшому уменьшению объемной доли γ -фазы с 5 до 3 %, которое практически не отражается на износостойкости материала. Изнашивание поверхностного слоя исследованных сталей сопровождается выкрашиванием и отслоением чешуек деформированного сплава с контактной поверхности образцов (рис. 2).

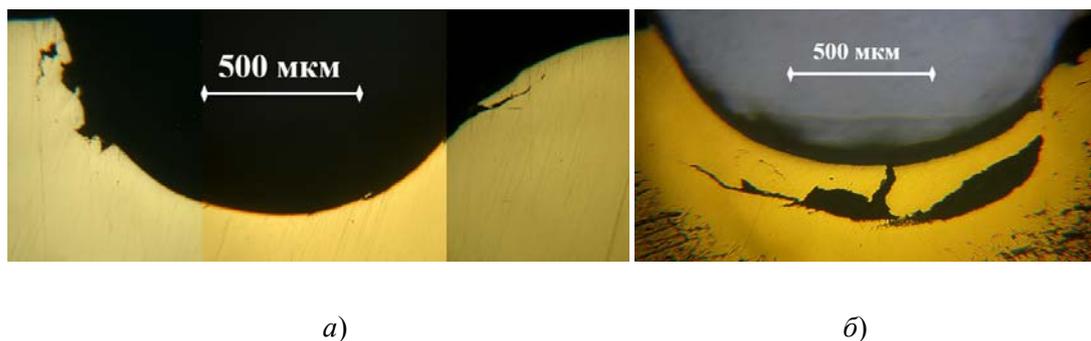


Рис. 2. Разрушение рабочей части образцов из стали У8А (а) и 9ХС (б) в процессе контактного нагружения амплитудой 1300 ± 65 МПа

В результате проведенных испытаний на контактную усталость установлено, что при действии циклических контактных напряжений с амплитудой 1300 ± 65 МПа износостойкость стали У8А значительно превышает износостойкость стали 9ХС. Это связано с пониженным содержанием γ -фазы и дополнительным легированием стали 9ХС кремнием. Указанный легирующий элемент несколько снижает вязкость и трещиностойкость второго сплава. При этом проведение криогенной обработки снижает период высокой стойкости стали У8А и мало отражается на износостойкости стали 9ХС.

Литература

1. К вопросу влияния остаточного аустенита на износостойкость науглероженных слоев стали 40Х и 35ХГСА / И. Н. Степанкин [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. / редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск, 2019. – С. 104–116.
2. Устройство для испытания на контактную усталость и износ : полез. модель 7093 U Респ. Беларусь : МПК G 01N 3/00 / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько, И. А. Панкратов. – Оpubл. 28.02.2011.
3. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали : справочник / Ю. А. Геллер. – М. : Metallurgy, 1984. – 584 с.
4. Вдовин, К. Н. Влияние энергии дефекта упаковки на абразивную стойкость отливок из стали Fe-12Mn-1,2C / К. Н. Вдовин, Д. А. Горленко, Н. А. Феокистов // Изв. высш. учеб. заведений. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59, № 9. – С. 603–609.
5. Вишняков, Я. Д. Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов / Я. Д. Вишняков. – М. : Metallurgy, 1975. – 480 с.

УДК 621.785.92

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТОВАННЫХ СЛОЕВ СТАЛЕЙ 40Х И 42СRМO5

И. Н. Степанкин, Е. П. Поздняков, А. В. Ковалевич,
Н. С. Коноваленко, А. В. Радионов, А. А. Кривенкова

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

Для большого количества деталей машин и инструментальной оснастки, работающих в условиях усталостного изнашивания, основным эксплуатационным фактором является износостойкость материалов. Износостойкость сталей зависит от твердости материала, которая повышается с увеличением углерода в ней. На способность