

5. Kamat P.V., Patrick B. Photophysics and photochemistry of quantized zinc oxide colloids // J. Phys. Chem. - 1992. - V. 96. - № 16. - P. 6829–6834.

6. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ.: Учеб. пособие для вузов. – 3-е изд. доп. и перераб. – М.: МИСИС, 1994. – 328 с.

7. Графов Б.М., Укше Е.А. Электрохимические цепи переменного тока. - М.: Наука, 1973. - 128 с.

Поступила 05.12.2013

УДК 669.15 – 194.018.26: 621:7.073: 669.017

Бобырь С.В. /д.т.н./, Дёмина Е.Г. /к.т.н./  
ИЧМ НАН Украины

Производство

Беседнов С.В., Стрижко О.Д.  
ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ»

## Влияние химического состава, твёрдости и типа поверхностных дефектов на стойкость штампов прессы 10 000 тонн из низколегированных сталей

*Выполнена оптимизация химического состава сталей 20ХФА и 15ХСТ, позволяющая повысить стойкость штампов прессы 10 000 тонн колёсопрокатной линии ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ». Установлено влияние твёрдости и типа дефектов на эксплуатационную стойкость штампов из исследуемых низколегированных сталей. Показано, что применение низколегированных сталей 15ХСТ и 20ХФА обеспечивает высокий уровень эксплуатационной стойкости штампов горячего деформирования. Ил. 4. Табл. 4. Библиогр.: 9 назв.*

**Ключевые слова:** штамп горячего деформирования, низколегированная сталь, микроструктура, стойкость

*The chemical composition of steels 20ХФА and 15ХСТ has been optimized. It has improved the durability of dies of the press 10 000 tons of JSC «INTERPIPE» railway-wheel rolling line. The effect of hardness and fracture type on the service durability of dies of the press 10 000 tons has been established. It has been shown that the use of low-alloyed steels 20ХФА and 15ХСТ ensures the high level of service durability, reliability and reliability under the right operating conditions.*

**Keywords:** hot-working die, low-alloyed steel, microstructure, durability

Повышение производительности кузнечнопресового оборудования находится в прямой зависимости от увеличения стойкости штампового инструмента. Стойкость штампов – один из показателей экономической эффективности горячей штамповки. Расходы на штамповый инструмент составляют в среднем 15–30 % от стоимости поковок. Поэтому проблема повышения надёжности и эксплуатационной долговечности инструмента горячего деформирования является актуальной.

Типы разрушения штампового инструмента достаточно подробно рассмотрены Тылкиным М.А., разработаны рекомендации для повышения долговечности инструмента [1]. Однако чтобы ими воспользоваться, необходимо знать каковы условия работы конкретного штампа, зависящие от геометрии гравюры, свойств и температуры деформируемого металла.

В процессе эксплуатации в формовочных штампах формируются остаточные напряжения порядка 200 МПа, при этом температура разогрева рабочих поверхностей в момент контакта с разогретой стальной заготовкой составляет 400–500 °С. Существуют также сведения, что тонкие слои инструмента коротковременно разогреваются до 700–800 °С [2]. В отдельных точках поверхности перепад температур может

быть весьма существенным, что вместе с циклическим характером изменения температуры приводит к появлению трещин разгара. Поэтому решение проблемы повышения стойкости штамповой оснастки предопределяет, с одной стороны, оптимизацию состава стали, а с другой, установление закономерностей процессов разрушения материала штампа, работающего в условиях циклически меняющихся температурных и силовых нагрузений.

**Целью** данной работы является исследование влияния химического состава, твёрдости и типа дефектов на стойкость штампов горячего деформирования прессы 10 000 т колёсопрокатной линии ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ».

### Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовали образцы штампов из низколегированных сталей, химический состав которых представлен в табл. 1.

**Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей**

Марка стали	Содержание элементов, % масс.							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Ti	Al
20ХФА	0,14	0,30	0,55	0,60	0,05	0,058	0,018	0,026
15ХСТ	0,13	0,44	0,51	0,69	0,07	-	0,031	0,023

© Бобырь С.В., Дёмина Е.Г., Беседнов С.В., Стрижко О.Д., 2014 г.

Стали выплавляли в большом мартене ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» по разработанному технологическим картам. Для повышения металлургического качества исследуемых сталей применяли вакуумирование, обработку аргоном и модифицирование силикокальцием.

Металлографический анализ выполняли на микроскопе «Axiovert 200 M MAT» производства фирмы «Carl Zeiss» в программе «AxioVision 4.6.3». Металлографические характеристики образцов исследуемых сталей определяли по стандартным методикам (ГОСТ 5639-82 и ГОСТ 5640-68).

Механические свойства при испытании на растяжение определяли в соответствии с ГОСТ 1497-84, значения твёрдости – в соответствии с ГОСТ 9012 (нагрузка 750 кг, диаметр шарика 5,0 мм, время выдержки под нагрузкой 10 сек), ударную вязкость – в соответствии с ГОСТ 9454-78.

### Результаты исследований

Для повышения трещиностойкости сталь микролегируют титаном и ванадием, которые образуют мелкодисперсные нитриды и карбиды и диспергируют первичную структуру стали [3].

Титан, будучи сильным нитридообразующим элементом, уменьшает предельную концентрацию азота в стали [4]. Нитриды титана, образующиеся при кристаллизации, несмотря на относительно большие размеры, приводят к определенному измельчению зёрен аустенита, что при последующем  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении после горячей прокатки обеспечивает получение более мелких зёрен феррита. Расчёты, приведенные в работе [5], свидетельствуют о том, что нитриды титана образуются даже при относительно низкой его концентрации в жидком металле ( $< 0,01$  % по массе).

Как показано в работе [6] при содержании титана до 0,020 % преимущественно образуются относительно мелкие его карбонитриды Ti(C, N) размером 10–200 нм. При повышении концентрации титана с 0,020 до 0,035 % плотность распределения его карбонитридов снижается за счёт увеличения количества крупных включений, размер которых достигает 10 мкм. Однако при этом количество мелких карбонитридов титана (20–50 % от общего количества) ещё является достаточным для значительного уменьшения первичного зерна, дисперсионного и зернограничного упрочнения.

Дальнейшее увеличение содержания титана с 0,035 до 0,110 % не влияет на плотность его карбонитридов, укрупняет их размеры до 15–35 мкм и практически не оставляет мелких включений Ti(C, N). Поэтому микролегирование титаном низколегированных сталей в количестве

0,010–0,035 % является оптимальным и обеспечивает измельчение зерна литого и термообработанного металла, повышение прочностных характеристик при сохранении высоких значений ударной вязкости и пластичности [6].

В настоящей работе методами регрессионного анализа установлена связь между содержанием легирующих элементов и твёрдостью, а также стойкостью штампов из низколегированных сталей марок 30, 20ХФ, 20ХФА и 15ХСТ, испытанных в промышленных условиях. В связи с проведением мероприятий по улучшению качества низколегированных сталей (вакуумирование стали, обработка силикокальцием) уравнения регрессии были уточнены (1, 2). Коэффициенты множественной корреляции при этом составили  $R = 0,95$  и  $R = 0,94$  для твёрдости и стойкости соответственно.

$$\text{Твёрдость (НВ)} = 93,9 + 239,5\text{C} + 71,4\text{Si} + 19,6\text{Ni} + 266,8\text{V} - 357,8\text{Ti} \quad (1),$$

$$\text{Стойкость (шт.)} = 450,4 - 101,0\text{C} - 114,8\text{Si} + 129,3\text{Mn} + 416,2\text{Cr} + 36,1\text{Ni} - 312,6\text{V} + 410,2\text{Ti} \quad (2).$$

Так как титан положительно влияет на стойкость штампов, он был введён в состав стали 20ХФ при одновременном снижении содержания ванадия. В стали 15ХСТ увеличено содержание хрома и марганца, что также положительно влияет на стойкость инструмента. Рекомендуемый химический состав низколегированных сталей для изготовления штампов горячего деформирования приведен в табл. 2.

На основании полученных регрессионных моделей определены значения твёрдости и стойкости штампов из сталей 15ХСТ и 20ХФА по пределам легирования и по химическому составу текущих промышленных плавок (табл. 3).

Для полученных в промышленных условиях составов сталей 15ХСТ и 20ХФА установлено хорошее соответствие расчётных и экспериментальных значений стойкости. Однако сталь 15ХСТ имеет суще-

**Таблица 2. Рекомендуемый химический состав низколегированных сталей для изготовления штампов горячего деформирования**

Марка стали	Содержание элементов, % масс.										
	C	Mn	Si	Cr	V	Al	S	P	Ni	Cu	Ti
20ХФА	0,13-0,17	0,45-0,65	0,17-0,37*	0,50-0,70	0,04-0,07	0,02-0,04	$\leq 0,018$	$\leq 0,020$	$\leq 0,20$	$\leq 0,20$	0,010-0,030
15ХСТ	0,12-0,17	0,50-0,80	0,30-0,50	0,65-0,85	-	0,02-0,05	$\leq 0,025$	$\leq 0,025$	$\leq 0,30$	$\leq 0,30$	0,015-0,040

**Таблица 3. Расчётные значения твёрдости и стойкости штамповых сталей**

Марка стали*	Содержание элементов, % масс.							Твёрдость, НВ	Стойкость, шт. колёс	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Ti			
20ХФА	min	0,13	0,17	0,45	0,50	0,05	0,040	0,010	145	677
	max	0,17	0,37	0,65	0,70	0,20	0,070	0,030	175	767
	1	0,14	0,30	0,55	0,69	0,05	0,058	0,018	160	751
	2	0,16	0,34	0,56	0,63	0,06	0,048	-	173	712
15ХСТ	min	0,12	0,30	0,50	0,65	0,05	-	0,015	140	747
	max	0,17	0,50	0,80	0,85	0,20	-	0,040	160	857
	1	0,13	0,44	0,51	0,69	0,07	-	0,031	147	755
	2	0,16	0,38	0,58	0,60	0,05	-	0,040	152	727

*Примечание: под порядковыми номерами приведены химические составы промышленных плавок указанных сталей*

ственный резерв по увеличению стойкости штампов горячего деформирования за счёт оптимизации химического состава, а именно, увеличения содержания хрома на 0,2 %.

Исследование микроструктуры сталей 20ХФА и 15ХСТ показало, что она соответствует структуре горячекатаного состояния (рис. 1). Средний размер крупных включений Ti(C, N) составляет 3,85 и 4,40 мкм для стали 20ХФА и 15ХСТ соответственно. При этом их максимальный размер не превышает 10 мкм (рис. 1). В микроструктуре стали 20ХФА объёмная доля перлита больше, чем в стали 15ХСТ. Это объясняется тем, что ванадий является более сильным карбидообразующим элементом, чем титан [1]. Ванадий увеличивает количество цементита, а, следовательно, и перлитной составляющей в большей мере, чем титан.

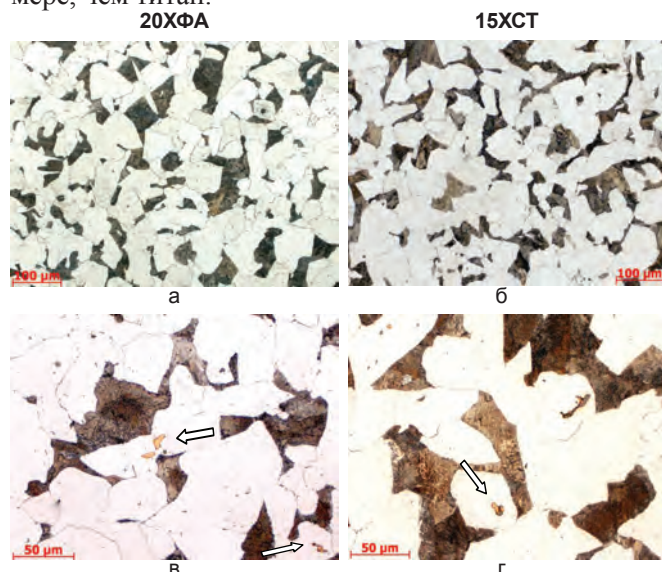
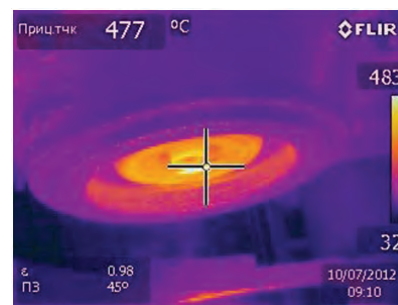


Рис. 1. Микроструктура штампов из низколегированных сталей 20ХФА и 15ХСТ: а, б –  $\times 200$ , в, г – карбонитриды титана Ti(C, N) в микроструктуре исследуемых сталей,  $\times 800$

В работе [7] установлено, что микроструктура низколегированных сталей со средним размером зёрен феррита в поверхностных слоях порядка 40,0–50,0 мкм является оптимальной для обеспечения повышенной стойкости штампов горячего деформирования. В исследуемых сталях средний размер зёрен феррита в обеих сталях составляет 40,0–50,0 мкм (5,3–5,9 номер по ГОСТ 5639-82). Однако зёрна феррита в микроструктуре стали 15ХСТ отличаются более равноосной формой, чем в микроструктуре стали 20ХФА, что, вероятно, связано с повышенным содержанием хрома и титана в стали 15ХСТ.

Опробование формовочных штампов из сталей 15ХСТ и 20ХФА выполнено на прессе 10 000 т колесо-прокатной линии КПЦ. В процессе эксплуатации рабочая поверхность штампов нагревалась до температуры менее 500 °С (рис. 2а), что является допустимым для данных марок сталей. В ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» применяется система интенсивного водяного охлаждения штампов. В результате температура рабочей поверхности нижнего штампа после охлаждения не превышала 180 °С, а верхнего штампа – 140 °С (рис. 2б).

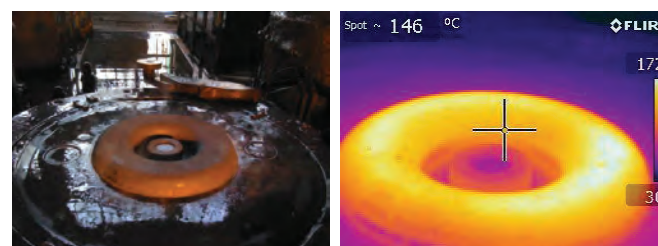
работы изменяются по величине и имеют различную направленность. Наибольших значений напряжения достигают в конце цикла штамповки. Если учесть, что наибольший разогрев штампового материала до 700 °С происходит в зонах соприкосновения с разогретой заготовкой, и, что при повышенных температурах прочностные свойства материалов понижаются, то наиболее вероятно зарождение и развитие трещин усталости будет происходить в поверхностной зоне штампа.



а  
верхний штамп



нижний штамп



б

Рис. 2. Общий вид штампов пресса 10 000 тонн и распределение температуры по их рабочей поверхности до (а) и после охлаждения (б)

Кроме температурного воздействия, штампы горячего деформирования испытывают также силовое циклическое воздействие. В работе [8] определено, что при горячей деформации удельные нагрузки в инструменте достигают 400–570 МПа. Наибольшие суммарные напряжения материал штампового инструмента испытывает в поверхностной зоне, где наблюдается его максимальный разогрев. В процессе одного цикла термоупругие напряжения меняют знак. В разных зонах штампа кривые напряжений в процессе работы изменяются по величине и имеют различную направленность. Наибольших значений напряжения достигают в конце цикла штамповки. Если учесть, что наибольший разогрев штампового материала до 700 °С происходит в зонах соприкосновения с разогретой заготовкой, и, что при повышенных температурах прочностные свойства материалов понижаются, то наиболее вероятно зарождение и развитие трещин усталости будет происходить в поверх-

ностной зоне штампа.

При неблагоприятном сочетании температурных, остаточных напряжений и напряжений от механического воздействия суммарные тангенциальные напряжения растяжения в поверхностных слоях штампа достигают значительных величин и создают благоприятные условия для зарождения и роста трещин. Очевидно, величина напряжений растяжения, в процессе циклического термического воздействия при штамповке, возрастает до тех пор, пока не превысит предела прочности материала в области трещины (концентратора напряжений). Затем происходит интенсивный рост трещин и напряжения релаксируют. При дальнейшей работе штампового инструмента процесс повторяется и продолжается рост трещин.

Термическую усталость опытных штампов оценивали числом циклов до появления первой трещины определенного размера. В работе [9] установлено, что в штампах горячего деформирования из базовой (в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ») стали 30 скорость распространения трещины разгара составляет 0,53 мкм/цикл, для ряда низколегированных сталей (30ГС, 30ГСТ, 30ГСФ, 30ТФ) её значения находятся в пределах 0,30–0,47 мкм/цикл. Глубина микротрещин разгара в штампах из сталей 15ХСТ и 20ХФА не превышает 1,0 мм, при этом скорость их развития составляет 0,18–0,20 мкм/цикл соответственно.

В результате еженедельного контроля использования штампов, изготовленных из сталей 15ХСТ и 20ХФА, определено, что их стойкость составила от 570 до 870 шт. заготовок. Наблюдалась стойкость штампов из стали 15ХСТ – 905 и 1138 шт. заготовок. Средняя стойкость штампов из исследуемых сталей составила 720 штамповок. Поверхность штампа из стали 15ХСТ после 750 штамповок имела лучшее качество по сравнению с поверхностью из стали 20ХФА после 740 штамповок.

Исследования показали, что, в основном, штампы были сняты с эксплуатации при возникновении следующих типов дефектов (рис. 3):

- наличие единичной трещины у концентраторов напряжений;
- наличие кольцевой трещины;

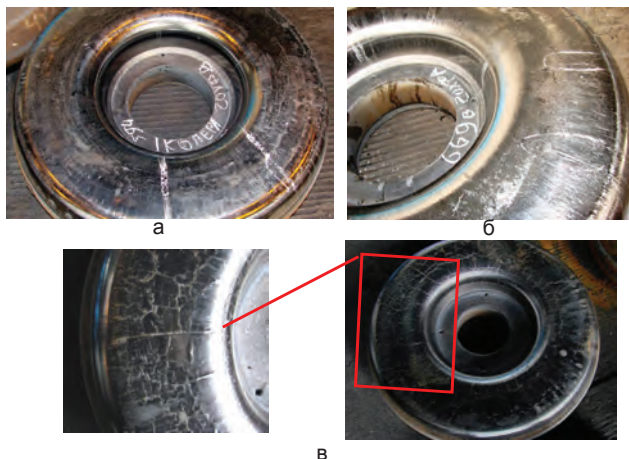


Рис. 3. Дефекты штампов горячего деформирования после эксплуатации: а – кольцевые трещины, б – единичные трещины, в – сетка разгара.

- наличие сетки трещин разгара;
- формоизменение поверхности штампа.

Установлено влияние твёрдости и типа разрушения (морфологии поверхностных дефектов) на эксплуатационную стойкость штампов из исследуемых низколегированных сталей (рис. 4). Выявлено, что единичная трещина была причиной снятия штампов

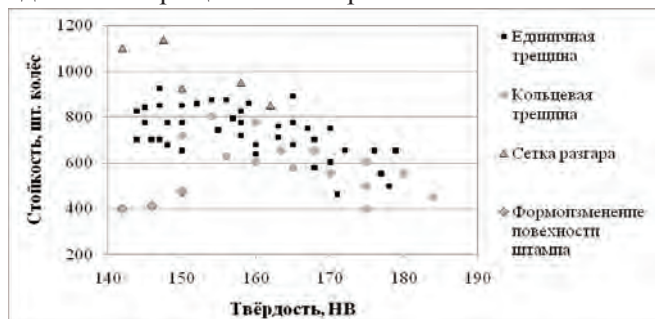


Рис. 4. Влияние твёрдости и типа дефектов на эксплуатационную стойкость штампов из сталей 20ХФА и 15ХСТ

в 64,5 % случаев, кольцевая трещина, сетка разгара и формоизменение поверхности штампов составили 22,5, 8 и 5 % соответственно.

Определено, что максимальную эксплуатационную стойкость (1138 штамповок) имели штампы, которые были выведены из эксплуатации из-за образовавшейся сетки разгара. Более низкая стойкость характерна для штампов, которые эксплуатировались до образования крупной единичной трещины и кольцевой трещины. Максимальная стойкость штампов с такими дефектами составила 925 и 800 штамповок соответственно. Низкую стойкость имели штампы с повышенной твёрдостью (более 180 НВ), которые вышли из строя при возникновении крупной кольцевой трещины напряжения, и с низкой твердостью (менее 150 НВ) – за счёт формоизменения поверхности штампа. Полученные результаты хорошо согласуются с данными работы [10], в которой установлено, что максимальную эксплуатационную стойкость имели штампы с образовавшейся сеткой разгара. Достаточно высокой была стойкость у штампов, эксплуатирующихся до образования кольцевой трещины у концентратора напряжений одновременно с сеткой разгара.

Радиальные или кольцевые трещины, отдельные вздутия поверхности могут дать отпечаток на колесе и привести к дополнительной операции – механической обработке. Штампы из стали 15ХСТ со стойкостью 905 шт. заготовок не создали отпечаток на колесах (по данным приёмки колёс ОТК).

Штампы со стойкостью 1138 шт. заготовок создали отпечаток на диске колеса (по данным приёмки колёс ОТК): с внутренней стороны – после штамповки 878 шт. заготовок; с наружной стороны – после штамповки 874 шт. заготовок. Данный недостаток был устранён последующей механической обработкой. При этом количество колёс с заниженной толщиной диска не превышало 3,9 и 2,4 % от 103 и 124 шт. колёс с отпечатком соответственно двух анализируемых плавок.

Стойкость, твёрдость, ударная вязкость и результаты механических испытаний штампов на растяжение после эксплуатации из сталей 20ХФА и 15ХСТ в срав-

**Таблица 4. Механические свойства и стойкость образцов штампов горячего деформирования из низколегированных сталей**

Марка стали	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относит. удлинение, %	Относит. сужение, %	Твёрдость, НВ	Ударная вязкость (при $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), Дж/см <sup>2</sup>	Стойкость, шт. колёсных заготовок
20ХФ	300	465	13	24	140	77	550
20ХФА	260	480	27	55	155	110	740
15ХСТ	375	495	30	72	150	83	750

нении со сталью 20ХФ представлены в табл. 4. Анализ полученных данных показал примерно одинаковый уровень свойств штампов из стали 15ХСТ и 20ХФА.

Однако высокий уровень пластичности (27–30 % относительное удлинение) и ударной вязкости (83–110 Дж/см<sup>2</sup>) не гарантирует достижения максимального уровня эксплуатационной стойкости штампового инструмента. Нецелесообразным также является повышение твёрдости более 160 НВ. Поэтому в низколегированных сталях для изготовления штампов горячего деформирования максимальный уровень стойкости (~ 1100 шт. колёс) может быть достигнут только при оптимальном сочетании твёрдости (150–155 НВ), ударной вязкости (80–110 Дж/см<sup>2</sup>), показателей прочности и пластичности (480–500 МПа и 27–30 % соответственно).

В результате проведенных мероприятий по улучшению качества сталей 20ХФА и 15ХСТ (вакуумирование стали, модифицирования кальцием и микролегирования титаном) обеспечены оптимальный комплекс механических свойств и высокая стойкость штампов пресса 10 000 т. При этом штампы из опытной стали 15ХСТ имеют стойкость не ниже стойкости штампов из стали 20ХФА (720 шт. средняя, максимальная – 905 шт. колёс без отпечатка, 1138 шт. колёс – с появлением отпечатка).

### Выводы

1. Выполнена оптимизация химического состава сталей 20ХФА и 15ХСТ, позволившая повысить стойкость штампов пресса 10 000 т. Показано, что сталь 15ХСТ имеет резерв по увеличению стойкости штампов на 15 % за счёт повышения содержания хрома на 0,2 %.

2. Установлено влияние твёрдости и типа поверхностных дефектов на эксплуатационную стойкость штампов из исследуемых низколегированных сталей. Выявлено, что единичная трещина была причиной снятия штампов в 64,5 % случаев, кольцевая трещина, сетка разгара и формоизменение поверхности штампов составили 22,5 %, 8 и 5 % соответственно. Максимальный уровень стойкости (~ 1100 шт. колёс) достигнут в штампах из сталей 15ХСТ и 20ХФА, выведенных из эксплуатации из-за образовавшейся сетки разгара.

3. Показано, что применение низколегированных сталей 15ХСТ и 20ХФА обеспечивает высокий уровень эксплуатационной стойкости штампов горячего деформирования, работающих в условиях интенсивного охлаждения.

### Библиографический аписок

1. Тылкин М.А. Штампы для горячего деформирования металлов. – М.: Высшая школа, 1977. – 496 с.
2. Матяж В.А., Кравченко Н.А., Согришин Ю.П. Экспериментальное исследование температуры нагрева контактной поверхности штампов высокоскоростных молотов // Кузнечно-штамповое производство. - 1970. – № 7. – С. 36–38.
3. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
4. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 212 с.
5. Новые низколегированные стали для металлических конструкций. / В.А. Пирогов, В.Т. Черненко, Б.Ф. Марцинив и др. - М.: Изд-во Центрального научно-исследовательского института информации и технико-экономических исследований чёрной металлургии, 1994. – 26 с.
6. Рабинович А.В., Трегубенко Г.Н., Пучиков А.В. и др. Влияние микродобавок титана на структуру и свойства литых электросталей // Теория и практика металлургии. – 2010. – № 5 – 6. – С. 60–63.
7. Левченко Г.В., Бобырь С.В., Дёмина Е.Г. Оптимизация химического состава и микролегирования низкоуглеродистых сталей для изготовления штампов горячего деформирования // Ресурсозберігаючі технології виробництва та обробки тиском матеріалів у машинобудуванні. – 2012. – Вып. 13. - № 1. – С. 160–167.
8. Фатеев В.И., Елисеев А. А. Исследование остаточных напряжений в стали, подвергнутой термоциклированию // Дифференциальные уравнения и прикладные задачи. Тр. ТулГУ. - Тула, 1997. – С. 96–100.
9. Левченко Г.В., Бобырь С.В., Дёмина Е.Г. и др. Влияние микролегирования на структуру и термоциклическую стойкость низколегированных штамповых сталей // Металознавство та термічна обробка металів. – 2008. – № 1. – С. 51–57.
10. Иващенко В.Ю., Чейлях А.П. О повышении стойкости штампов для горячего деформирования // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. – Днепропетровск: ПГАСА, 2009. – Вып. 48. – Том 1. – С. 114–118.

Поступила 27.09.2013