

УДК 669.15

## **К ВОПРОСУ РАЗРУШЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ**

И.Н. Степанкин<sup>1</sup>, Е.П. Поздняков<sup>2</sup>, А.В. Рабков<sup>2</sup>, С.Ф. Колоцей<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Белорусский научно-исследовательский институт нефти республиканского унитарного предприятия «Производственное объединение «Белоруснефть», г. Гомель, Республика Беларусь;

<sup>2</sup>УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь;

<sup>3</sup>ОАО «Гомсельмаш», г. Гомель, Республика Беларусь

Причинами выхода инструментальной оснастки из строя могут быть различные факторы – технологические, металлургические, эксплуатационные и др. Нередко, еще на стадии изготовления инструмента из высокохромистых сталей происходит их разрушение. Это происходит из-за их сложного гетерогенного структурного строения, состоящего из металлической матрицы и карбидной составляющей. После прокатки исходная заготовка представляет собой сплав с развитой карбидной неоднородностью (строчечностью) и наличием крупных частиц [1], что провоцирует образование локальных напряжений внутри инструмента. Последующая термическая обработка в виде закалки устраняет указанный дефект частично. Снижение недостатка достигается путем проведения 3-5 перековок заготовки перед механической обработкой.

Представленный для исследований образец является один из двух элементов сборного штампового инструмента – фрагмент полуматрицы, изготовленной из высоколегированной инструментальной стали (рис. 1а). Его отличительной особенностью является разрушение детали на две части. Второй образец представляет собой полуматрицу, в теле которой сформирована трещина. Её выход с одной из боковых сторон детали, располагается в зоне конструктивного концентратора напряжений – канавке прямоугольного сечения, изготовленной путем электроэрозионной обработки (рис. 1б).



Рис. 1 – Фрагмент разрушенной полуматрицы (а) и полуматрица с трещиной (б)

Твердость материала детали при измерении на приборе Роквелла составила 58...59HRC. Структура материала в направлении продольной ориентации текстурной строчечности ледебуритной стали представлена на рисунке 2. Карбидная неоднородность в продольном направлении заготовки соответствует 6...7 баллу по шкале №2 [2] (рис. 2а). В поперечном направлении балл карбидной неоднородности по шкале №4 соответствует 4 (рис. 2б). Это свидетельствует о ликвации и отсутствии эффекта гомогенизации карбидной фазы, как правило, достигаемого путем 3-х...5-ти кратного перекова. Морфология карбидной фазы представлена преимущественно крупными частицами неправильной угловатой формы (рис. 3), размер которых достигает 30...35 мкм. Скопления крупных карбидов, а также наблюдаемая текстурность, унаследованная от структуры заготовки после прокатки, формируют анизотропию свойств в поперечном и продольном сечениях, а также локальную концентрацию напряжений 2-го рода в области скопления наиболее крупных карбидов.

Анализ представленных технологических документов показывает, что операцияковки не регламентирована как многократный переков, осуществляемый для сталей ледебуритного класса, к которым относится сталь X12МФ. Как уже указывалось выше, эта операция является видом предварительной обработки заготовки для устранения карбидной неоднородности. Для измельчения карбидов необходимо проводить от 3-х до 5-ти переходов [3].

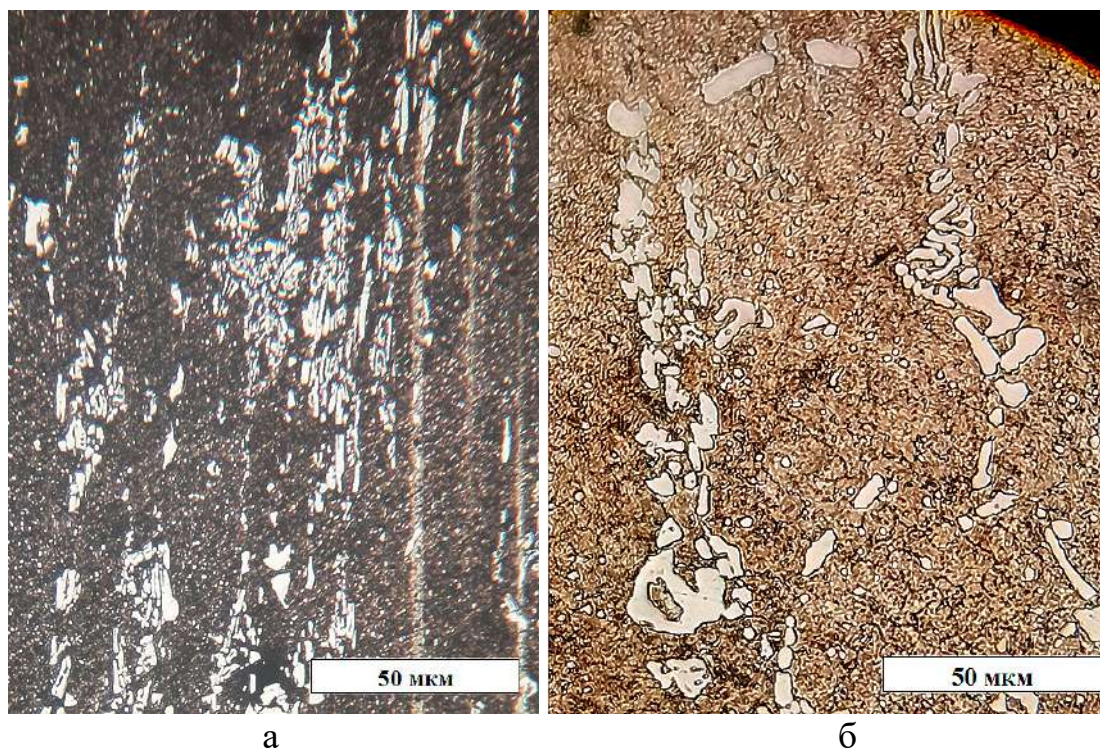


Рис. 2 – Микроструктура образца в продольном (а) и поперечном (б) направлениях

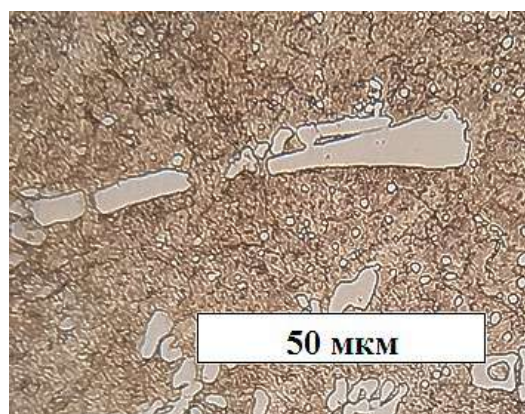


Рис. 3 – Морфология карбидных включений

Изучение поверхности разрушения элементов детали показало признаки наличия шиферного излома с признаками зарождения термических трещин на стадии термомеханической обработки (рис. 4). На изломе отчетливо выделяется темная полоса окислившейся поверхности (указано стрелками). Этот результат может быть следствием:

- высокой скорости осадки;
- несоблюдения температурного режимаковки;
- несоблюдения скорости охлаждения в термостате;
- повышенного содержания серы.

Последний пункт опровергается представленным химическим составом, согласно которому содержание серы не превышает 0,003 масс. %.



При изучении траектории трещины выявлено, что ее продвижение проходило в направлении карбидной строчечности (рис. 5).



Рис. 4 – Поверхность разрушения фрагмента детали «Полуматрица»



Рис. 5 – Траектория трещины

При осадке заготовки круглого сечения форма поковки приобретает бочкообразную форму (рис. 6). Вследствие этого на боковой поверхности заготовки возникают растягивающие напряжения. Последующий отжиг частично снимает напряжения, однако проведение закалки с нагревом до 1020°C в воздушной среде без предварительного подогрева и охлаждение в холодном масле провоцирует формирование высоких внутренних напряжений.

В случае получения паза глубиной 7 мм в процессе электроэрозионной обработки цельность металла нарушается из-за формирования начальной искусственной трещины. При диаметре проволоки  $\varnothing 0,25$  мм и зазоре 0,135 мм на сторону образуется искусственный трещинообразный дефект с радиусом кривизны 0,385 мм. Результаты справочных данных [4] свидетельствуют о крайне низкой прочности стали X12M и ее аналогов, при наличии в структуре карбидной неоднородности 5-го и более балла. Для гладких образцов предел прочности составляет порядка 1450 МПа в направлении поперечном карбидным строчкам [3]. При этом технологическая концентрация напряжений от создания трещинообразного дефекта в виде начального реза (рис. 6), сформированного на стартовом этапе эрозионной обработки существенно увеличивает локальную концентрацию напряжений в области радиуса реза

величиной порядка 0,385 мм. Исходя из длины искусственной трещины 7 мм получается, что остаточные напряжения величиной более 340 МПа вызовут зарождение и распространение трещин, морфология которых отражена на рисунках 4 и 5 [5].

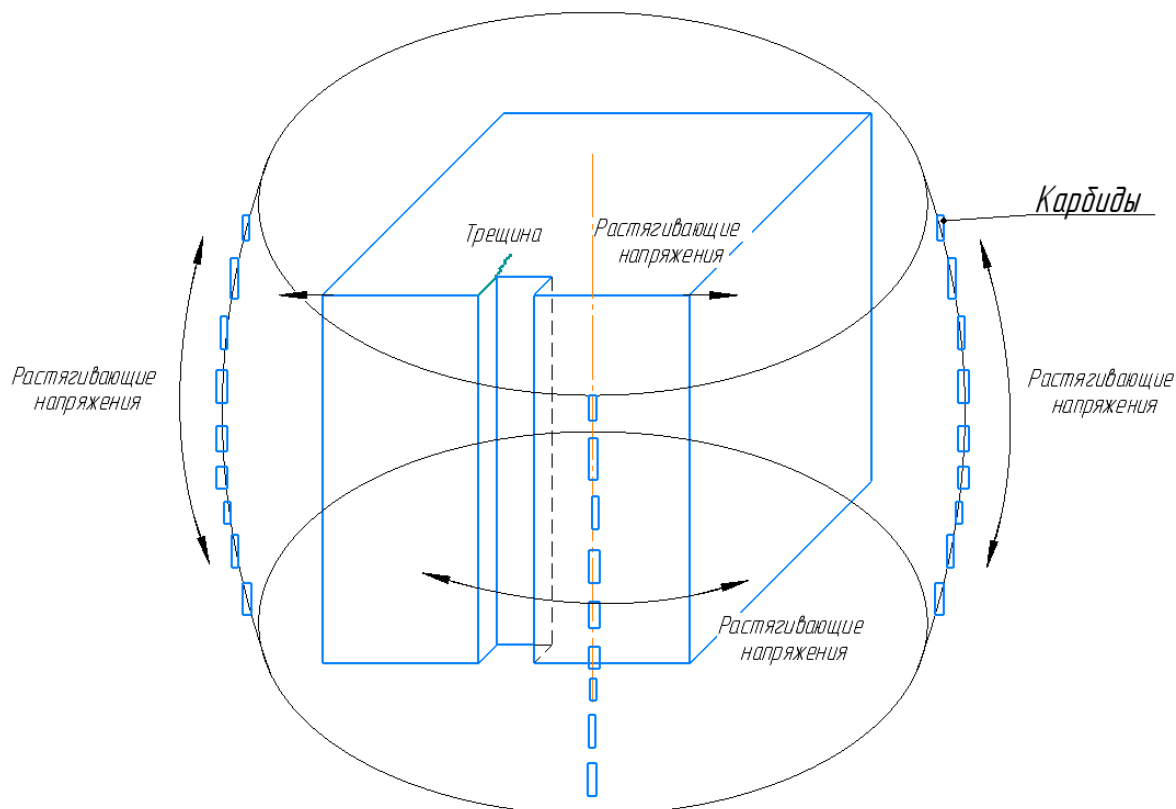


Рис. 6 – Схема возникновения растягивающих напряжений в заготовке

Проведенные исследования причин разрушения детали «Полуматрица» позволяют сделать следующие выводы:

1. В структуре детали карбидная неоднородность имеет высокий балл с ярко выраженной строченой текстурностью карбидной фазы, ее ликвацией и присутствием крупных карбидов размером до 35 мкм. Указанная структура свидетельствует об отсутствии достаточной проработки заготовки на стадии предварительной термомеханической обработки и не соблюдении температурных режимовковки.

2. Окисленная поверхность шиферного излома в области распространения трещин, а также выраженные совпадения линий скольжения с текстурными образованиями карбидной фазы свидетельствует о несоблюдении температурных режимовковки, формировании в материалековки остаточных напряжений растяжения, по причине неоднородного распределения карбидной фазы после нерегламентированной процедурыковки. Все морфологические признаки сплава свидетельствуют о замене 3...5-ти кратного перекова осадкой.

3. Вероятнее всего не соблюдались режимы проведения закалки.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали: справочник / Ю.А. Геллер. – М. : Металлургия, 1984. – 584 с.
2. Прутки, полосы и мотки из инструментальной легированной стали. Общие технические условия: ГОСТ 5950-2000. – Введ. РБ 01.01.2003. – Минск: Белорус. гос. ин-т стандартизации и сертификации, 2003. – 46 с.
3. Степанкин И.Н. Стойкость холодновысадочной оснастки и методы ее повышения / И.Н. Степанкин, В.М. Кенько. – Гомель : ГГТУ им. П.О. Сухого, 2014. – 197 с. : ил.
4. Шейнерма В.М. Стали для штампов олодного деформирования / В.М. Шейнерман. – Рига: Латв. респ. ин-т науч.-техн. информ. и пропаганды, 1969. – 40 с.
5. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твёрдых тел / Т. Екобори. – М.: Металлургия, 1971. – 264 с.