

*The ways of recovery of the technological auxiliaries for hot forming are given.*

*В. Е. ЛИВЕНЦЕВ, В. Н. ФЕДУЛОВ, БНТУ*

УДК 621.74

## СПОСОБ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ ДЛЯ ГОРЯЧЕГО ФОРМООБРАЗОВАНИЯ

Изучение поведения литейной оснастки в процессе эксплуатации показало, что стойкость ее зависит от взаимодействия многих факторов. В частности, пресс-формы литья под давлением алюминиевых и медных сплавов выходят из строя в основном по причинам эрозийного разрыва и образования разгарных и магистральных трещин. В пределах номенклатуры отливок алюминиевых сплавов, полученных под давлением, произведена классификация их на группы сложности. Так, при изготовлении толстостенных отливок поверхность оснастки быстрее покрывается сеткой трещин. Это, по-видимому, связано с увеличением теплоотвода в тело пресс-формы, что требует и соответствующего охлаждения. Температурные перепады при этом резко возрастают. При прочих равных условиях на работоспособность оснастки оказывает влияние также и высота отливки, с увеличением которой стойкость падает. Увеличение массы отливок приводит к возрастанию суммарного процента выбраковки по разгарным и магистральным трещинам. Тенденция по образованию магистральных трещин повышается с увеличением массы отливок сложной конфигурации. Это дополнительно свидетельствует об особой роли естественных концентраторов напряжений, характерных для более сложной формы переходов. Под действием накапливающихся напряжений воздействия неравномерных тепловых полей образуются сначала не наблюдаемые глазом микроскопические трещины. У штамповых сталей они распространяются медленно и переходят в мелкие, отчетливо видимые неориентированные трещины разгара и затем с образованием сетки трещин, постепенно увеличивающихся в глубину и ширину. Прежде чем эти трещины начнут распространяться под воздействием напряжений, у их вершины будут развиваться процессы пластической деформации.

Образование разгарной сетки начинается с появлением отдельных относительно равномерно распределенных розеткообразных очагов разрушения. Их появление и характер распределения свидетельствуют о действии многочисленных дефектов, выходящих на поверхность. Анализ показывает, что такую статистически устойчивую закономерность из всех возможных дефектов на поверхности могут дать только стыки границ зерен. Они обнажаются в процессе работы и тем самым выводят на поверхность ослабленные участки поликристаллического конгломерата. Дальнейшее развитие трещин и их направление определяется сочетанием напряженного состояния и ориентировки границы зерен. В работе [1] нами приводится метод залечивания таких трещин.

Производственники обычно проявляют беспокойство по поводу стойкости технологической оснастки только в последний момент, т.е. в момент появления различных признаков микроурушения при все еще интенсивно возрастающем формоизменении геометрических элементов. По сути дела, нужно производить выявление момента появления первых мелких уже визуально видимых трещин (приблизительно 0,7–0,8 от величины его максимальной стойкости), тогда технологическая оснастка может подвергнуться следующему восстановлению. Нами разработан и предлагается способ повышения срока службы технологической оснастки за счет съема ее рабочих частей и отправления на термическую обработку в сочетании с химико-термической. После съема технологической оснастки необходимо разобрать ее, а пуансон и матрицу подвергнуть двойному отпуску, совмещенному с карбонитрированием в обмазке.

Первый отпуск с карбонитрированием в обмазке проводят для восстановления содержания углерода и азота в азотированном слое и

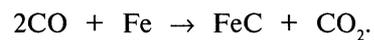
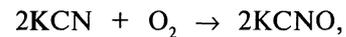
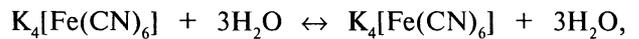
распада, образовавшегося при эксплуатации аустенита в объеме металла, прилегающего к диффузионному слою. Наличие аустенита снижает сопротивление пластической деформации рабочей поверхности (предел текучести снижается на 50 МПа на каждый 1% аустенита, прочность — на 20–30 МПа на каждый 1% аустенита). Второй отпуск проводят для улучшения работоспособности азотированного слоя за счет распада азотистого аустенита, образовавшегося при химико-термической обработке инструмента. Так как продукты вторичной закалки образуются каждый раз после нагревов и охлаждений при прессовании изделий, то первый и второй отпуска можно проводить многократно после завершения каждого из этапов эксплуатации.

Пресс-формы литья под давлением (матрицы, пуансоны, рассекатели) испытывают сравнительно малые удельные нагрузки. Необходимость замены такого инструмента связана с износом поверхности вследствие адгезии при контактировании с жидким металлом, всprysкивающимся под давлением в рабочую полость матрицы. Установлено, что износ инструмента с рабочими поверхностями, не подвергнутыми химико-термической обработке, начинается после первых десятков отливок, что вызывает необходимость зачистки рабочей поверхности технологической оснастки, часто с ухудшением ее чистоты. Вследствие этого происходит более частое приваривание жидкого металла (например, силумин) и его последующая зачистка. Место зачисток, в которых ухудшилась чистота поверхности, служит очагами эрозии металлов. Это приводит к выходу из строя инструмента. Исследования показали, что при наличии диффузионного слоя даже малой толщины (вплоть до 0,05 мм) приваривание силумина к поверхности инструмента практически не происходит.

Рабочие части после снятия и разборки пресс-форм подвергаются первому отпуску с карбонитрированием рабочих поверхностей обмазкой состава [2] при температурах 520–600 °С в течение 4 ч, так как при температуре первого отпуска менее 500 °С в теплостойких штамповых сталях не происходит распада, образовавшегося при эксплуатации аустенита в самой стали, а твердость карбонитрированного слоя снижается. Второе связано с уменьшением количества легирующих элементов, участвующих в процессе химико-термической обработки, а первое — с увеличением доли распавшегося аустенита в стали в процессе отпуска. При температуре выше 600 °С резко падает твердость стали, что снижает их механическую прочность. Оптимальная температура второго отпуска для распада азотистого аустенита азотированного слоя теплостойких инструментальных сталей составляет 250–500 °С, так как при нагреве до температур менее 250 °С распад азоти-

стого аустенита протекает очень слабо, а при нагреве выше 500 °С происходит огрубление нитридных фаз и падение твердости. Оптимальное время второго отпуска 3–5 ч в зависимости от его температуры. После этого рабочие части пресс-формы зачищают и полируют, а затем опять используют.

В процессе химико-термической обработки рабочих частей технологической оснастки с обмазкой в ней происходит расплавление калия железистосинеродистого и его дегидратация и разложение:



Выделяющиеся в процессе реакции разложения калия железистосинеродистого атомы углерода и азота адсорбируются на рабочей поверхности технологической оснастки, далее они диффундируют в глубь, образуя диффузионный слой. Процесс, приводящий к насыщению поверхности слоя одновременно азотом и углеродом, уже не является процессом азотирования, так как при этом меняются химизм процесса и природа диффузионного слоя. Однако при карбонитрировании происходит преимущественно все же диффузия азота, а строение диффузионного слоя определяется диаграммой Fe–C. Углерод, принимающий участие в формировании поверхностных нитридных фаз, придает им карбонитридный характер. Карбонитридная фаза Fe<sub>3</sub>(NC) в штамповых сталях обогащена такими легирующими элементами, как хром, молибден, вольфрам и ванадий, входящими в состав сталей.

После насыщения при температуре отпуска выше 600 °С в карбонитрированном слое наблюдается нитридная зона с четко выраженной столбчатостью. Она состоит из крупных кристаллов с широкими границами между ними и большим количеством пор и трещин. После карбонитрирования при температурах 540–580 °С слои имеют меньшую толщину (по сравнению с насыщением выше 600 °С), но равномерное строение. Блочность отсутствует, пористость если и встречается, то незначительно, а сами поры мелкие, округлые и изолированные. Нитриды по сравнению с карбидами имеют более высокую термическую устойчивость и их частицы менее склонны к коалесценции. Карбонитриды не склонны к коагуляции. Добавление углерода способствует повышению активности поверхности с образованием ε-карбонитрида, а насыщающая среда, в состав которой входит углеродсодержащий газ, ускоряет протекание реакции.

Все легирующие элементы (Cr, Mo, W, V и др.) в той или иной степени повышают твердость карбонитрированного слоя на поверхности и по толщине слоя. Высокая твердость этого слоя связана не только с процессами предвыделения и образования нитридов при карбонитрировании, но и с большей растворимостью азота в  $\alpha$ -фазе, легирующей переходными металлами, особенно Cr, V, Mo (твердорастворное упрочнение).

Металлографический анализ карбидных слоев показал, что диффузионные покрытия отчетливо выделяются на микрошлифах в виде участков повышенной травимости, образующих четкую границу с карбонитридной сердцевиной. У поверхности наблюдается относительно темный участок, в котором при изучении видны выделения преимущественно по границам зерен, а за ним следует протяженный участок с более или менее равномерно распределенными частицами.

Микроструктура поверхностных слоев, полученных при температуре до 580 °С в 4Х5МФС и 5Х3В3МФС, характеризуется отсутствием  $\epsilon$ -фазы и состоит из азотистого феррита и перлита. Очевидно, при низких температурах и коротком общем времени насыщения углерод успевает только «оттесниться» в глубь металла, а его место занимает азот и образует пересыщенную азотом  $\alpha$ -фазу. Оттеснение углерода носит локальный характер и зоны пересыщенные азотом в  $\alpha$ -фазе с четкой границей не образуются. На микрошлифе в темном травленном участке наблюдаются существенные различия в значениях микротвердости. В этой зоне обеспечивается наличие гетерогенной смеси феррита и карбонитридов ферритной матрицы. В диффузионном слое присутствуют содержащиеся в стали легирующие элементы (Cr, Mo, W, V и др.) и образующиеся прочные нитриды и карбиды, что способствует медленной коагуляции субмикроскопических частиц. Рентгеноструктурный анализ

показал наличие в структуре карбидов сложного состава: 5Х3В3МФС – (Fe, Cr, Mo, W)<sub>3</sub> CN, 4Х5МФС – (Fe, Cr, Mo, V)<sub>3</sub> CN, 5ХНМ – (Fe, Cr)<sub>3</sub> CN, а также карбонитридных фаз, состав которых было трудно идентифицировать методом дифракции рентгеновских лучей.

Распределение твердости после карбонитрирования (первый отпуск в обмазке) не имеет скачкообразного характера, что свидетельствует об отсутствии в диффузионном слое явно выраженных структурных зон. Заметное же повышение твердости, по-видимому, связано с увеличением растворимости углерода и азота в диффузионном слое и выделением мелкодисперсных карбонитридов при охлаждении. Абсолютное значение твердости не зависит от концентрации азота в карбонитрированном слое, а определяется степенью дисперсности нитридных и карбонитридных фаз легирующих элементов. Нами установлено, что карбонитрирование при температурах 540–580 °С не вызывает коагуляцию нитридов и карбонитридов легирующих элементов, поэтому твердость практически не снижается. Устранение при этом из структуры высокоазотистой  $\epsilon$ -фазы резко снижает хрупкость слоя.

Среди достоинств процесса карбонитрирования необходимо отметить высокую твердость (до 1300 НВ), теплостойкость поверхностного слоя до 500–600 °С, высокую износо- и коррозионную стойкость (особенно в воздушной атмосфере), высокое сопротивление усталости, а также сопротивление схватыванию.

### Литература

1. Ливенцев В.Е., Федулов В.Н. Восстановление рельефа и стойкости рабочих поверхностей изделий с помощью композиционных обмазок // Литье и металлургия. 2004. № 2. С. 131–132.
2. Пат. № 3566 РБ. Состав обмазки для карбонитрирования.