

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ, ЖАРОСТОЙКИЕ И ТУГОПЛАВКИЕ ПОКРЫТИЯ

А.Н. Уткина, И.П. Банас, Е.Н. Коробова

КОНТАКТНАЯ ВЫНОСЛИВОСТЬ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Развитие авиационной техники, особенно двигателестроения, привело в последние два десятилетия к постепенной замене традиционных цементуемых высоконикелевых сталей 12ХН3А, 12Х2Н4А, 18Х2Н4ВА, применявшихся для изготовления тяжело нагруженных зубчатых передач, более теплостойкими сталями, сохраняющими высокую твердость цементованной поверхности (≥ 59 HRC) после повышенных и высоких температур отпуска.

Определились два направления в методах повышения теплостойкости цементуемых сталей. Первое заключается в увеличении общего количества карбидов цементитного типа на рабочих поверхностях при традиционной схеме химико-термической обработки, включающей цементацию, обеспечивающую высокую концентрацию углерода (1,0–1,3%С), закалку с умеренных температур (не выше 920°С), обработку холодом и отпуск при 220–320°С с получением структуры металла, характерной для традиционной химико-термической обработки цементуемых сталей, – мартенсит отпуска с избыточными карбидами цементитного типа.

Многолетние исследования систем легирования при неизменной схеме химико-термической обработки позволили установить предельную теплостойкость цементованного слоя для этой схемы термообработки: 350°С, а для промышленных условий: 300°С.

Второе направление заключается в использовании термической обработки, применяющейся для быстрорежущих сталей: закалка с повышенных температур (выше 1000°С), позволяющая растворить в аустените максимальное количество карбидообразующих элементов и углерода и достигнуть тем самым высокой устойчивости аустенита при охлаждении вплоть до минусовых температур, применяющихся при обработке холодом (30–70% остаточного аустенита); затем многократный отпуск при температуре 530–560°С, обеспечивающий выделение субмелкодисперсных специальных карбидов и легированных карбидов цементитного типа, являющихся фазами, упрочняющими α -твердый раствор матрицы, а также сопровождающийся превращением аустенита в α -фазу после каждого цикла нагрева.

Стали, созданные специально для второго метода термообработки, содержат повышенное количество карбидообразующих элементов, хотя и меньшее, чем в быстрорежущих сталях, но достаточное, чтобы, используя эффекты выделения дисперсных частиц из аустенита и мартенсита, обеспечить высокую твердость цементованной поверхности и ее (твердости) неизменность при нагревах вплоть до 500°С. Специальные цементуемые стали (13Х3НВМ2Ф, 13Х3НЗМ2ВФБ) имеют в составе 5–6% карбидообразователей (наименее легированная быстрорежущая сталь содержит 12–13% карбидообразователей). Карбидообразующие элементы Cr, W, Mo – это также нитридообразователи, а следовательно, указанные стали прекрасно азотируются. Их высокая теплоустойчивость препятствует разупрочнению при длительных выдержках за время азотирования. Температура отпуска закаленной цементованной стали практически совпадает с температурой азотирования. Открывается перспектива дополнительного упрочнения цементованной поверхности азотированием, карбонитрированием, различными вариантами этих процессов.

Поэтому возникла настоятельная необходимость комплексного исследования контактной выносливости различных теплостойких сталей с различными вариантами химико-термической обработки и параллельного исследования характера износа и выкрашиваний с целью обнаружения причин повышения или снижения уровня контактной выносливости. Такое исследование тем важнее, что в литературе нет данных о фрактографических исследованиях контактно-усталостных повреждений поверхности цементуемых и азотируемых сталей.

Материалы и методика исследований

Контактно-усталостные испытания образцов проводились на машине Ш-17 конструкции ИМАШ. Испытуемые ролики $\varnothing 30,2$ мм, высотой 18 мм вращаются между двумя нажимными дисками. Зубчатый привод дисков обеспечивает им несколько различное число оборотов в единицу времени, так что в контакте диска и ролика возникает проскальзывание, удельная величина которого составляет 6,5%. Контактное напряжение на поверхности ролика по Герцу составляло $\sigma_k=2250$ МПа для цементованных и цементованно-азотированных роликов. Для азотированных роликов контактное напряжение составляло 1670 МПа. Для каждой стали или каждого метода химико-термической обработки испытывается 5–7 образцов. Результатом испытания является средняя арифметическая величина числа циклов до выкрашивания образцов испытанной партии.

Результаты испытаний сталей на контактную прочность

Условный номер испытания	Сталь	Режим химико-термической обработки	Контактные напряжения при испытании, МПа	Твердость поверхности HRC	Число циклов* до выкрашивания $N \cdot 10^{-6}$
1.1	13X3HBM2Ф (ВКС-4)	Цементация при 930°C, закалка с 930°C, обработка холодом при -70°C, вакуумный отпуск при 370°C	2250	59–60	4,7
1.2		То же, но отпуск при 400°C	2250	59–60	5,1
1.3		Цементация при 1030°C, закалка с температуры цементационного нагрева, отпуск при 530°C, 5 раз по 1 ч	2250	59–61	7,5
1.4		То же, что и 1.3, и азотирование при 560°C, 6 ч	2250	63	16,3
2	03H18K9M5TP (ВКС-210)	Закалка с 780–800°C, старение при 530°C, азотирование при 510°C, 25 ч	1670	57–58	13,4
3	05X12H2K3M2AФ (ВНС-40)	Азотирование при 580°C, 30 ч, нагрев при 930°C, 6 ч, азотирование при 580°C, 60 ч	1670	666 HV	6,28
4.1	16X3HBFMB (ВКС-5)	Цементация при 950°C с закалкой с температуры цементационного нагрева, отпуск при 350°C	2250	60–61	1,85
4.2		Цементация при 920°C, отпуск при 680°C, закалка с 930°C, обработка холодом при -70°C, отпуск при 270°C	2250	62	9,5
5.1	13X3H3M2BFB (ВКС-10)	Цементация при 920°C, отпуск при 650°C, закалка с 1010°C, обработка холодом при -70°C, отпуск при 530°C (2 раза)	2250	59–60	4,2
5.2		То же + газовая карбонитрация при 510°C, 20 ч	2250	60	19,1
5.3		То же (см. 5.1) + газовая карбонитрация при 525°C, 20 ч	2250	62	27,6
5.4		То же (см. 5.1) + ионное азотирование	2250	61–62	30,6
5.5		Цементация при 920°C, закалка с 1030°C, обработка холодом при -70°C, отпуск при 530°C (3 раза), жидкостная карбонитрация при 570°C, 7,5 ч	2250	58	>30 без выкрашивания
5.6		То же + шлифовка 0,05 мм на сторону	2250	58	22,3

* 1 цикл – 1 оборот испытуемого ролика.

Исследованию подвергались стали (см. таблицу) ВКС-4 и ВКС-5, обработанные по первому традиционному варианту химико-термической обработки; сталь ВКС-210 в азотированном состоянии с твердостью в сердцевине 55–56 HRC; сталь ВНС-40, на ко-

торой первоначальный азотированный слой «разогнан» диффузионно высокотемпературным нагревом до глубины 0,5–0,6 мм, а затем выполнен повторный азотированный слой глубиной 0,2 мм; сталь ВКС-4, термообработанная по второму варианту и дополнительно азотированная; сталь ВКС-10, термообработанная по второму варианту и дополнительно либо азотированная, либо карбонитрированная в газовой среде, либо карбонитрированная в расплаве $\text{KCN} - \text{K}_2\text{CO}_3$.

Фрактографическое исследование выкрашиваний и поверхностей износа проводилось на оптическом микроскопе фирмы «Райхерт» (Австрия), переоборудованном для получения большой глубины резкости изображения (при увеличении $\times 50$).

Результаты исследований и их обсуждение

Традиционная схема химико-термической обработки цементуемых сталей позволила, как уже сказано ранее, поднять температуру отпуска стали до 350°C предельно. Исследование фазового состава цементованного слоя различных по уровню легирования марок стали убедили, что первая стадия отпуска, связанная с выделением ϵ -карбида и уменьшением тетрагональности мартенсита, остается в привычном диапазоне температур: интенсивное выделение карбида при $150\text{--}170^\circ\text{C}$, а дальнейшее повышение температуры до $300\text{--}320^\circ\text{C}$ приводит к полному исчезновению тетрагональности мартенсита.

Вторая стадия отпуска, при которой нарушается когерентная связь ϵ -карбида и α -фазы, а также происходит распад остаточного аустенита, по температурному диапазону тоже принципиально не отличается от режима обработки углеродистой стали.

Так в чем же секрет сохранения высокой твердости цементуемых сталей 13ХЗНВМ2Ф (ВКС-4), 16ХЗНВФМБ (ВКС-5), 20ХЗМВФ (ЭИ415)? Вторая стадия отпуска заканчивается превращением ϵ -карбида в карбиды цементитного типа. Дисперсность карбидов по окончании этого процесса чрезвычайно высока, хотя твердость при этом падает существенно – на 2–3 единицы HRC, оставаясь все таки на достаточно высоком уровне, – по крайней мере, выше 59 HRC после отпуска при $240\text{--}270^\circ\text{C}$. Разработчикам теплостойкой стали удастся затормозить падение твердости только вмешательством в начальный период третьей стадии отпуска. Введением кремния и сильных карбидообразующих элементов удастся сместить на $70\text{--}100^\circ\text{C}$ начальные этапы коагуляции карбидов в сторону более высоких температур. Сказывается здесь, по-видимому, снижение растворимости карбидов при наличии в них сильных карбидообразователей и своеобразной оболочки α -фазы, обогащенной кремнием, перераспределившимся в α -фазу из карбида в момент диффузионного карбидного превращения. А вот компенсировать потери указанных 2–3 единиц HRC приходится путем увеличения количества вторичных карбидов. Если при отпуске до 270°C удастся сохранить высокую твердость поверхности (≥ 59 HRC), не прибегая к ее пересыщению углеродом (концентрация углерода может быть даже эвтектоидной), то после отпуска 300°C , а тем более 350 и 400°C сохранить твердость ≥ 59 HRC можно только при концентрации углерода 1,3; 1,6; 1,8–2% соответственно.

Традиционная высоконикелевая сталь на это «ответила» бы полным провалом контактной выносливости по причине образования грубых карбидов и сплошной зернограницной карбидной сетки.

Теплостойкая же сталь с пониженным количеством никеля и обоснованным, повышенным количеством сильных карбидообразователей позволяет справиться с этим недостатком и буквально насыщать поверхностный слой мелкими сфероидальными карбидами.

Это направление в повышении теплостойкости цементуемой стали используется не только у нас, но и за рубежом. При этом в состав стали вводят не комплекс карбидообразователей, а преимущественно хром и молибден.

В том, что такой путь не приводит к повышению контактной выносливости, авторы смогли убедиться в данном исследовании. Так, в сталь 16ХЗНВФМБ (ВКС-5) вве-

ден комплекс карбидообразующих элементов при очень умеренном количестве каждого. В сталь 13X3HBM2Ф (ВКС-4) введены 2% молибдена, около 1% вольфрама. Оказалось, что при одинаковой традиционной схеме термической обработки контактная выносливость стали ВКС-5 в 2 раза выше, чем у ВКС-4 при несущественном различии в теплостойкости (см. таблицу).

Примерно такое же соотношение результатов было получено в ранее проведенной серии испытаний на машине МКВ-К, где образцы испытывались по схеме, имитирующей работу шарикоподшипника.

Использование избыточного количества карбидов для компенсации падения твердости требует тщательного подхода к формированию структуры цементованного слоя. Так, попытка увеличить теплостойкость путем сохранения в твердом растворе большого количества легирующих элементов, при использовании непосредственной закалки с цементационного нагрева увенчалась повышением твердости (61 НРС после отпуска 350°C), но снижением контактной выносливости более чем в 4 раза (см. таблицу).

Таким образом, сталь 16X3HBFMB (ВКС-5) следует признать наиболее рационально легированной в ряду теплостойких, цементуемых сталей с традиционной схемой химико-термической обработки при условии использования всех возможных методов измельчения структурных составляющих цементованного слоя.

Характер контактно-усталостного разрушения стали, термообработанной на структуру «мартенсит отпуска», довольно подробно изучен, особенно для шарикоподшипниковых марок стали. И следует отметить, что вид выкрашивания на образцах сталей ВКС-4 и ВКС-5, термообработанных по традиционной технологии, несмотря на определенное различие в уровне выносливости сталей, принципиально не отличался. На достаточно гладкой, обкатанной поверхности образцов образовалась трещина. После ее развития под некоторым углом к поверхности она постепенно поворачивала вдоль поверхности, пока отделенный ею кусок металла окончательно не отламывался под воздействием контактных и изгибающих многоцикловых нагрузок. Далее трещина продолжала развиваться вдоль поверхности до момента отделения следующего участка. Такие, не успевшие еще полностью отломиться участки видны практически при каждом выкрашивании для сталей с традиционной термической обработкой (рис. 1).

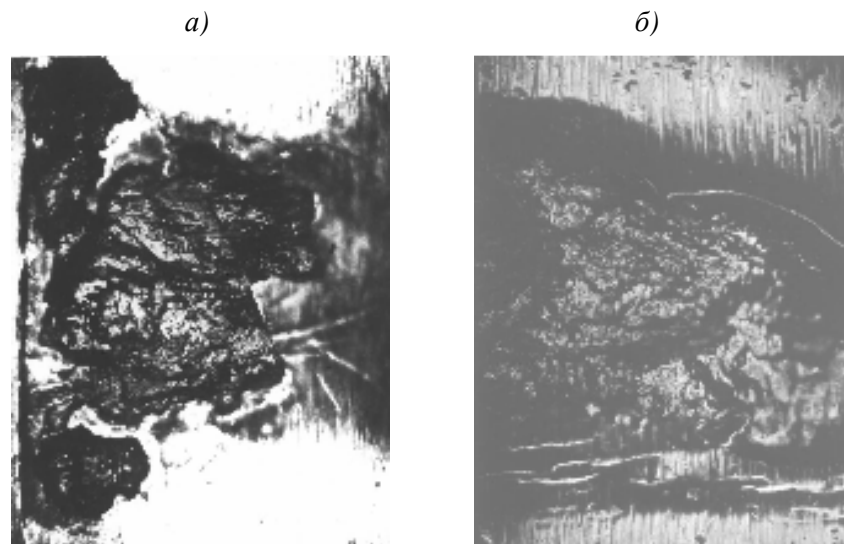


Рис. 1. Контактнo-усталостные выкрашивания (×50) образцов стали, термообработанных по традиционному режиму:

a – сталь 13X3HBM2Ф (ВКС-4) – см. вариант 1.1 в таблице; *б* – сталь 16X3HBFMB (ВКС-5) – см. вариант 4.2 в таблице

Считается, что выкрашивание начинается с образования трещины (иногда подповерхностной), превышающей по величине трещину критического размера.

Несколько отличается от описанного вид выкрашиваний азотированной высокопрочной мартенситостареющей стали ВКС-210. Перед азотированием пришлось во избежание короблений и в целях стабилизации структуры провести старение образцов при температуре, превышающей оптимальную. Была получена твердость 55–56 HRC. После азотирования при 510°C твердость увеличилась незначительно и составляла 57–58 HRC. Контактная выносливость высокотвердой азотированной стали ниже, чем у цементованной, однако выше, чем у глубокого азотированного слоя на сравнительно мягкой высоколегированной стали. Поэтому следует обратить внимание на отличия в характере контактных выкрашиваний. На приработанной, обкатанной поверхности наблюдается шероховатость в виде мельчайших выкрашиваний. Скопления более крупных точечных выкрашиваний служили очагами для развития более крупных выкрашиваний, которые в дальнейшем переросли в типичные контактно-усталостные макровыкрашивания (рис. 2, а).

Неазотированная, мартенситостареющая, высокопрочная сталь, несмотря на относительно высокую твердость, обладает весьма низкой контактной выносливостью. Однако при наличии тонкого (~0,15 мм) азотированного слоя практически с той же твердостью, что и сама подложка, сталь приобретает довольно высокую контактную выносливость, хотя и более низкую, чем на цементуемых сталях. Это позволяет предположить, что причиной тому является изменившийся механизм образования трещин критического размера. Большое количество мельчайших выкрашиваний свидетельствует о том, что образующиеся микротрещины исчезают сразу после выкрашивания микроучастка. А образование трещины критического размера задерживается до появления скоплений микровыкрашиваний.

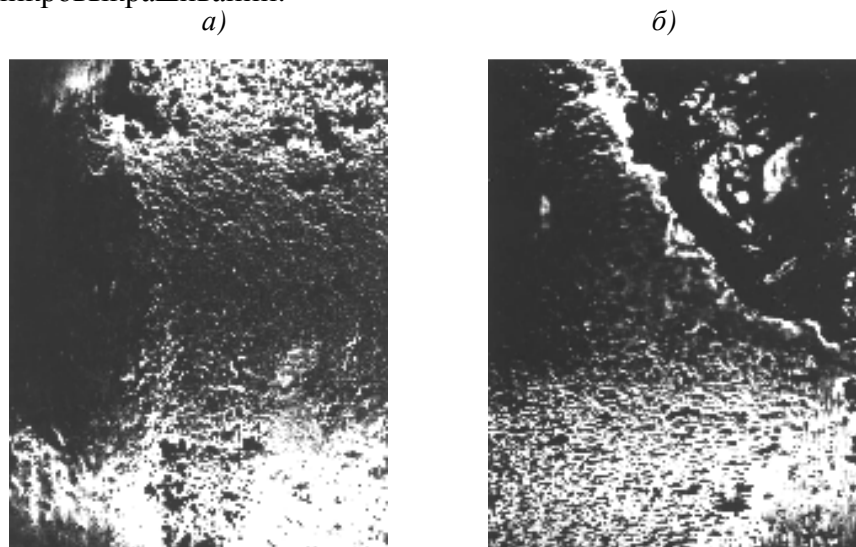


Рис. 2. Контактнo-усталостные выкрашивания ($\times 50$) азотированных образцов:
а – стали 03Н18К9М5ТР (ВКС-210) – см. вариант 2 в таблице; б – стали 05Х12Н2К3М2АФ (ВНС-40) – см. вариант 3 в таблице

Принципиально такой же механизм выкрашивания поверхности наблюдается на азотированной стали ВНС-40, у которой создали, по сути дела, двухслойный азотированный слой. Образцы заазотировали, затем, нагревая их при 930°C в течение 6 ч, азот

«разогнали» вглубь, увеличив глубину слоя втрое, затем снова заазотировали поверхность (см. вариант 3 в таблице).

Контактные испытания сопровождались сначала износом образцов стали ВНС-40, и только после существенного износа наступало традиционное контактно-усталостное выкрашивание. Однако микроисследование изношенной поверхности показало, что поверхность износа не похожа на ту, что получают обычно в результате испытаний на трение скольжения. В данном случае изношенная поверхность усеяна равномерно разбросанными микровыкрашиваниями (рис. 2, б) почти одинакового размера. Их неспособность к развитию, несмотря на большое количество, свидетельствует о том, что все они докритического размера. Азотированный слой обладает значительно большей хрупкостью, чем цементованный. Поэтому образующаяся микротрещина не способна развиться до сколько-нибудь существенных размеров без выкрашивания ее краев. А после скалывания ее краев трещина теряет свою способность к росту, так как превращается в углубление. Только после срастания большого количества углублений образуются лунки, служащие местами зарождения трещин критического размера.

Второе направление в развитии теплостойких цементуемых сталей заключается в использовании дисперсионного карбидного упрочнения, аналогичного упрочнению быстрорежущих инструментальных сталей. По этому принципу легированы и термообработываются цементуемые стали марок 13Х3НВМ2Ф (ВКС-4) и 13Х3НЗМ2ВФБ (ВКС-10). Термическая обработка этих сталей после цементации включает закалку с 1010–1030°C и многократный отпуск при 530°C.

Контактно-усталостное разрушение образцов этих сталей не отличалось от выкрашиваний таковых с традиционной термической обработкой, а уровень долговечности был либо таким же, либо несколько ниже (см. варианты 1.3 и 5.1 в таблице).

Температура отпуска этих сталей достаточно высока и совпадает с температурой азотирования. Легированы они достаточно большим количеством карбидообразующих элементов, которые одновременно являются нитридообразователями и вследствие этого прекрасно упрочняются азотированием. В связи с этим открылась возможность использования комплексного упрочнения их поверхности с применением сначала цементации, закалки с 1010–1030°C, отпуска при 530°C, шлифования, а затем газового (либо ионного) азотирования, газовой (либо жидкостной) карбонитрации.

Первый же эксперимент по кратковременному газовому азотированию стали 13Х3НВМ2Ф дал обнадеживающий результат. Контактная долговечность увеличилась более чем в 2 раза. Правда в этом эксперименте трудно было разделить влияние таких факторов, как изменение механизма контактно-усталостного повреждения и повышение твердости поверхности. В результате азотирования твердость увеличилась с 59–61 до 63 HRC (см. вариант 1.4 в таблице).

Интересен еще один факт, подтверждающий высокую несущую способность образцов с комплексным упрочнением. За 6 ч азотирования удается получить слой глубиной около 0,15 мм. Твердость его можно измерить только при небольшой нагрузке по Виккерсу. Замер твердости такого слоя по Роквеллу сопровождается продавливанием слоя. По этой причине значения твердости по HRC оказываются низкими, несколько выше твердости сердцевины.

После комплексного насыщения твердость замеряется по HRC, т. е. с нагрузкой ~1500 Н. Значения твердости в таблице получены не в переводе, а прямым замером твердости по HRC. При исследовании отпечатков не обнаружено растрескиваний.

В экспериментах со сталью 13Х3НЗМ2ВФБ нет прямой зависимости контактной долговечности от значений твердости. Мало того, наиболее высокое значение контактной долговечности получено при понижении твердости (см. вариант 5.5 в таблице).

Поэтому целесообразно рассмотреть механизм контактно-усталостного повреждения поверхности образцов стали 13Х3Н3М2ВФБ.

Образцы, термообработанные по варианту 5.1 (цементация, отпуск, закалка с 1010°C, обработка холодом при -70°C, двукратный отпуск при 530°C), имели гладкую обкатанную поверхность и крупные контактно-усталостные выкрашивания и ничем не отличались от образцов стали 13Х3НВМ2Ф после аналогичной обработки, а также от образцов стали 16Х3НВФМБ с традиционной термообработкой (см. рис. 1, *а, б*).

На образцах с комбинированным упрочнением (см. вариант 5.2 в таблице) износ поверхности был неоднородным. На участках, где сохранился рельеф механической обработки, имеются отдельные мелкие выкрашивания приблизительно одинакового размера. На участках, где полностью исчез рельеф механической обработки, выкрашивания более мелкие. Создается впечатление, что первоначальные выкрашивания в значительной степени удалены износом и только вокруг макровыкрашиваний, имеющих дно, характерное для типичного усталостного разрушения, обнаруживаются сравнительно крупные микровыкрашивания, одно из которых, вероятно, и послужило очагом трещины, приведшей к макровыкрашиванию (рис. 3, *а*).

На границе зоны износа микровыкрашивания имеют продолговатую форму и являются микротрещинами с обколотыми краями. На некотором расстоянии от изношенных участков микровыкрашивания становятся мельче по площади и по глубине. Отсюда следует вывод, что на хрупкой, твердой поверхности контактно-усталостные микротрещины не сохраняются. Их края обкалываются, вследствие чего уменьшается острота в основании концентраторов напряжений. Трещины превращаются в широкие углубления и теряют способность развиваться. Процесс микроскалывания краев углублений продолжается, и размер углублений уменьшается. Макровыкрашивания не имеют четких очагов зарождения трещин (см. рис. 3, *а*). Вероятно, подповерхностные трещины образуются уже после значительного повреждения поверхности микровыкрашиваниями. Диффузионные слои образцов с комплексным упрочнением двумя видами химико-термической обработки можно назвать двух- или трехслойными. Хотя азотированный слой в пределах цементованного слоя металлографически не выявляется.

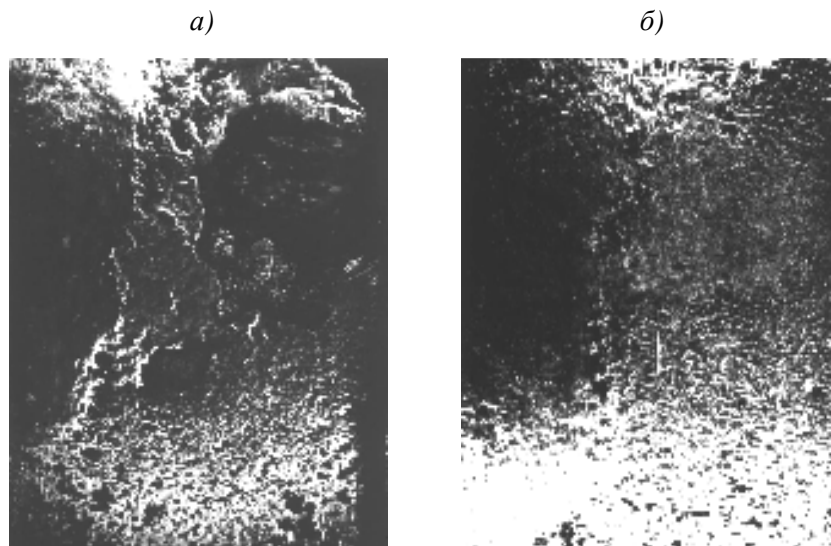


Рис. 3. Рабочая поверхность ($\times 50$) образцов стали 13Х3Н3М2ВФБ (ВКС-10):
а – с микро- и макровыкрашиваниями (см. вариант 5.2 в таблице); *б* – без макровыкрашиваний (см. вариант 5.5 в таблице)

После кратковременного азотирования (см. вариант 1.4 в таблице) ϵ -фаза на поверхности не образуется. Выявить границу азотированного слоя в пределах цементованного не удастся. Глубину азотирования оценивали косвенно по образцу-свидетелю без цементации. Такой диффузионный слой можно условно назвать двухслойным. Двухслойными можно назвать также слои на образцах, подвергнутых после цементации и термообработки ионному азотированию (см. вариант 5.4 в таблице), так как при ионном азотировании «убрали» с поверхности высокоазотистую ϵ -фазу. После газовой карбонитрации (см. варианты 5.2 и 5.3 в таблице) на поверхности образовался тонкий слой (до 10 мкм) ϵ -фазы.

При жидкостной карбонитрации на поверхности образцов формируется слой толщиной 15–20 мкм, состоящий преимущественно из нитридов, оксидов и небольшого количества металлической матрицы. Этот слой обладает высокой твердостью (690 – 710 HV), абразивной износостойкостью и отличается повышенной хрупкостью. Такие комплексно-упрочненные слои можно назвать трехслойными.

Большой интерес представляют результаты испытаний трехслойного покрытия, полученного жидкостной карбонитрацией цементованной стали 13ХЗНЗМ2ВФБ (см. вариант 5.5 в таблице). Карбонитрация проводилась при температуре, превышающей оптимальную температуру отпуска, и сопровождалась снижением поверхностной твердости с 59–60 до 58 HRC. После такой обработки образцы подвергались испытаниям – по 30×10^6 циклов нагружения, после чего их снимали с испытаний, не добившись выкрашивания. Не выкрошился ни один образец. После испытаний образцы имели характерную изношенную поверхность, испещренную микровыкрашиваниями (рис. 3, б). Глубина микровыкрашиваний ограничивалась толщиной нитридно-оксидного слоя.

Чтобы оценить вклад этого тонкого слоя в результат испытаний, те же образцы после испытаний шлифовали, сняв по 50 мкм на сторону, и снова испытали. Образцы снимали с испытаний по появлению макровыкрашиваний. Средняя долговечность понизилась до $22,3 \times 10^6$ циклов (см. вариант 5.6 в таблице).

Таким образом, трехслойное покрытие, полученное жидкостной карбонитрацией цементованных и термообработанных образцов, обладает наиболее высокой среди испытанных вариантов контактной долговечностью.

Для обеспечения работоспособности зубчатых колес, кроме контактной выносливости, сталь должна обладать и другими прочностными характеристиками, из которых наиболее важной является усталостная прочность при изгибе.

Проверено влияние хрупких поверхностных слоев на стали 13ХЗНЗМ2ВФБ. Образцы после цементации, термической обработки и ионного азотирования (без ϵ -фазы на поверхности) показали уровень $\sigma_{-1}=860$ МПа. Такие же образцы после газовой карбонитрации имели $\sigma_{-1}=690$ МПа (с ϵ -фазой на поверхности толщиной около 10 мкм), а после удаления ϵ -фазы шлифованием усталостная прочность возросла до $\sigma_{-1}=880$ МПа. Такие же образцы после жидкостной карбонитрации при наличии оксидно-нитридного слоя толщиной 15–20 мкм показали самый низкий уровень усталостной прочности: $\sigma_{-1}=590$ МПа. После удаления шлифованием оксидно-нитридного слоя усталостная прочность увеличилась до $\sigma_{-1}=880$ МПа.

Такие противоречивые результаты испытаний не позволяют рекомендовать для производства зубчатых колес варианты многослойного поверхностного упрочнения с наиболее высокой контактной долговечностью. Необходим поиск компромиссного решения или конструктивно-технологического варианта, который позволил бы применить трехслойное термомодиффузионное упрочнение зубчатых колес без снижения усталостной прочности.

Таким образом, в результате работы установлено:

– цементуемые стали с высокой теплостойкостью позволяют применить комбинированное диффузионное поверхностное упрочнение – цементацию и полный цикл термообработки, шлифование, а затем один из видов азотирования;

– при комбинированном диффузионном упрочнении поверхности формируются двух- или трехслойные диффузионные слои, придающие стали высокую контактную выносливость;

– наибольший прирост контактной выносливости получен при наличии на поверхности тонкого, хрупкого слоя толщиной 10–20 мкм;

– наличие на поверхности тонкого, хрупкого слоя снижает усталостную прочность цементованно-азотированной стали, что влечет за собой необходимость комплексного исследования контактной выносливости и усталостной прочности с поиском приемлемого конструктивно-технологического варианта использования комбинированного поверхностного упрочнения.

О.А. Базылева, А.А. Фомин, М.А. Воронцов

ЛИТЕЙНЫЙ СПЛАВ МАРКИ ВКНА-4УР ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК С РАВНООСНОЙ СТРУКТУРОЙ

Одним из путей повышения эффективности газотурбинного двигателя является увеличение его рабочей температуры. При этом ужесточаются требования, предъявляемые к материалам, из которых изготавливаются детали двигателей, такие как сопловые лопатки и створки реактивного сопла. В настоящее время подобные детали изготавливаются методом точного литья по выплавляемым моделям из сплавов на основе никеля: ВЖЛ-12У, ЖС6У и других, рабочая температура которых ограничена 1000–1050°C. Поэтому необходимо изыскание новых материалов, предназначенных для литья деталей с равноосной структурой, с более высокой, нежели у никелевых сплавов, рабочей температурой.

Легированное интерметаллическое соединение на основе Ni_3Al , содержащее в своей кристаллической решетке тугоплавкие элементы, в особенности вольфрам, кристаллизуется по эвтектической реакции. На рис. 1 представлена псевдобинарная диаграмма состояния многокомпонентной системы Ni–Al–Cr–Mo–W в области фазы Ni_3Al . Микроструктура подобных сплавов отличается высокой термической стабильностью до температуры начала плавления. Другой причиной высокой термической ста-

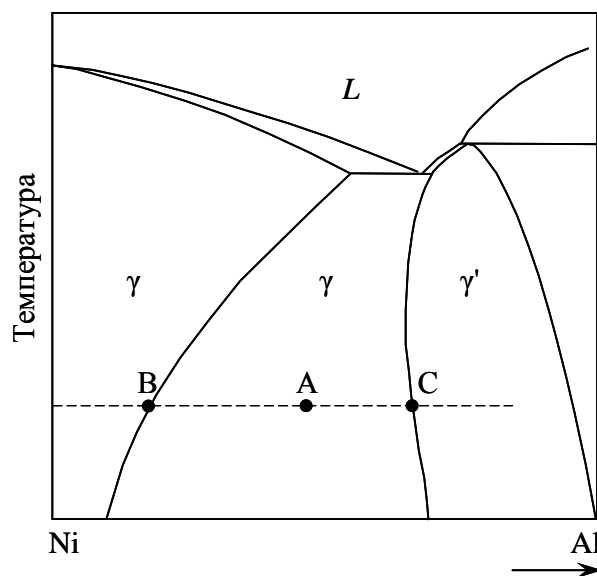


Рис. 1. Схематическое представление псевдобинарной фазовой диаграммы системы Ni–Al

бильности легированного соединения является незначительная растворимость тугоплавких элементов в основе сплава, что позволяет создавать конструкционные материалы, работоспособные при температурах до 1150–1200°C.

Ранее разработанный интерметаллидный сплав ВКНА-4У имеет стабильную структуру и может эксплуатироваться до температуры 1150°C с забросами до 1200°C. Сплав предназначен для получения отливок методом направленной кристаллизации. Сплав марки ВКНА-4УР является модификацией сплава ВКНА-4У и предназначен для литья деталей с поликристаллической равноосной структурой.

При изготовлении отливок с равноосной структурой, их жаропрочность резко снижается из-за низкой прочности границ зерен. Для повышения прочности границ зерен сплав дополнительно легируют некоторым количеством углерода и