

УДК 669.14.018

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НОЖЕЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ ДИЗ7-ВИ (11Х4В2МФ3С2-ВИ) ПРИ РЕЗКЕ С ДОБАВЛЕНИЕМ АБРАЗИВА

О. И. Стояновский, А. Н. Мазничевский*,
А. А. Пикаревский, Е. С. Васюкова*

Конструкторско-технологический филиал Института гидродинамики
им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия

* ООО "Лаборатория специальной металлургии", 454047 Челябинск, Россия

E-mails: stn@sibexplo.com, chiefteh@lasmet.ru, cancelar@sibexplo.com, mail@lasmet.ru

Разработана методика термообработки дисперсионно-твердеющей стали марки ДИЗ7-ВИ с учетом ее микроструктуры и определения химического состава карбидов и матрицы после каждой операции. Установлено, что при низкотемпературном отпуске механические свойства стали незначительно отличаются от ее свойств при многократном высокотемпературном отпуске (старении), но в последнем случае износостойкость стали при резке стальных прутков увеличивается в 1,5 раза. Показано, что химический состав карбидов и матрицы оказывает существенное влияние на износостойкость стали.

Ключевые слова: износостойкость, дисперсионно-твердеющие стали, аустенизация, карбиды, микроструктура, ускоренный абразивный износ.

DOI: 10.15372/PMTF20180314

Введение. Для увеличения ресурса блоков резки установок по измельчению пакетов металлических трубок с хрупким наполнителем необходимо использовать марки инструментальных сталей, не уступающие по своим свойствам (теплостойкости и ударной вязкости) применяемой для изготовления ножей стали марки ЭИ958, но имеющие большие твердость и износостойкость. В частности, можно использовать сталь марки ДИ57А-ВИ, твердость которой после термической обработки равна HRC = 60.

Проведен эксперимент по ускоренному абразивному износу ножей из стали марки ДИ57А-ВИ на установке ИРИС (рис. 1) при резке прутка с квадратным поперечным сечением из стали марки Ст.20. Ножи имели такое же сечение, как у реальных ножевых вставок блоков резки, нагрузка на режущую кромку равна 13,5 кН/(п.мм). На боковые поверхности прутка, обращенные к ножевым вставкам, наклеивалась абразивная шкурка.

При числе резов, равном 16 320, радиус затупления режущей кромки подвижного ножа (сталь марки ЭИ958) равен $R = 5,85$ мм. (При таком значении радиуса блок резки отбраковывается.) При этом радиус затупления неподвижного ножа (сталь марки ДИ57А-ВИ) составил $R = 3,85$ мм. Выбор стали марки ДИ57А-ВИ обусловлен большой массовой долей карбидообразующих элементов в ее составе и большей концентрацией углерода по сравнению со сталью марки ЭИ958, что позволяет получать большее количество твердых

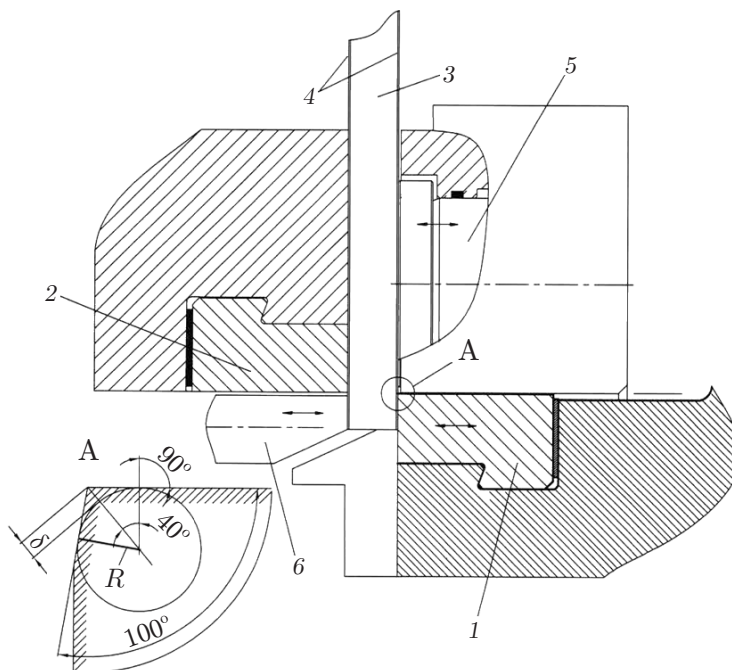


Рис. 1. Схема фрагмента установки ИРИС:

1 — подвижный нож, 2 — неподвижный нож, 3 — пруток с квадратным сечением (25 × 25 мм), 4 — абразивная шкурка, 5 — прижим, 6 — шток гидроцилиндра подпоры

карбидов, в частности карбидов типа MeC ($HV = 2000 \div 3500$), способствующих увеличению износостойкости стали [1].

Технология термообработки стали марки ДИ37-ВИ. Известно, что в высоколегированных сталях основными карбидными фазами в отожженном состоянии являются карбиды типа MeC , $Me_{23}C_6$, Me_6C и Me_7C_3 [2–4]. При нагреве под закалку карбиды типа Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$ и часть карбидов Me_6C растворяются в аустените, насыщая его углеродом и легирующими элементами [5]. Основным избыточным карбидом, не растворяющимся при закалке высоколегированных (Cr–Mo–V)-сталей, может быть карбид ванадия типа MeC переменного состава $VC_{0,8-VC}$. Следовательно, при аустенизации в оптимальном интервале температур образуется аустенит, насыщенный легирующими элементами и углеродом. Такой аустенит очень устойчив и не распадается при медленном охлаждении [3].

В работах [6–8] показано, что на начальной стадии изотермического распада аустенита в перлитной области образуются следующие карбиды: в молибденовой и вольфрамовой — $Me_{23}C_6$, в ванадиевой — VC , в хромистой — $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 или Me_3C в зависимости от состава стали.

В работах [1, 9] отмечено, что классические методы определения вязкости разрушения на стандартных образцах (с надрезом) из высокоуглеродистых штамповых и быстрорежущих сталей практически неприемлемы. При испытаниях этих сталей с большой долей карбидной фазы образуются критические трещины небольших размеров. Поэтому вязкость большинства высоколегированных сталей с карбидным упрочнением целесообразно определять на образцах без надреза.

Согласно данным работы [9] лучшие сочетания механических свойств стали марки ДИ37 можно получить после отпуска в следующих интервалах температуры:

1) в интервале температур $200 \div 250$ °С твердость равна $HRC = 58 \div 59$, ударная вязкость $\alpha = 60 \div 70$ Дж/см²;

2) в интервале температур $500 \div 540$ °С твердость равна $HRC = 60 \div 62$, ударная вязкость $\alpha = 25 \div 30$ Дж/см².

Результаты термообработки образцов. Металлографические исследования при закалке и отпуске. С использованием технологии, разработанной в [10], была выплавлена и разлита в слиток инструментальная сталь марки ДИЗ7-ВИ. Из слитка были откованы две поковки с размерами $76 \times 126 \times 1000$ мм, при этом имел место уков приблизительно в 10 раз [11].

При выборе оптимального режима опробованы различные режимы термообработки образцов. Согласно данным [9] для более полного перехода легирующих элементов в твердый раствор температура аустенизации должна быть достаточно большой (более 1050°C), что в данном случае более важно, чем укрупнение аустенитного зерна. Трехкратный отпуск при $T_{\text{отп}} = 500^\circ\text{C}$ обеспечивает наиболее полное разложение остаточного аустенита и выделение избыточных карбидов и позволяет получить вторичный пик твердости. При этом для увеличения вязкости стали необходимо получить наиболее равномерное распределение зернистых карбидов в ее структуре. В соответствии с этим замечанием был выбран следующий режим термообработки: закалка при температуре $T_3 = 1050 \div 1070^\circ\text{C}$, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле; отпуск при температуре $T_{\text{отп}} = 490 \div 500^\circ\text{C}$, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе; отпуск повторяется два раза.

Двукратный отпуск при температуре $T_{\text{отп}} = 540^\circ\text{C}$ обеспечивает дополнительную сфероидизацию и коалесценцию выделившихся карбидов, что может привести к увеличению вязкости и уменьшению твердости. Поэтому был выбран второй режим термообработки: закалка при температуре $T_3 = 1050 \div 1070^\circ\text{C}$, выдержка в течение 1 ч, охлаждение в масле; отпуск при $T_{\text{отп}} = 530 \div 540^\circ\text{C}$, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе; отпуск повторяется один раз.

Уменьшая температуру закалки, можно избежать укрупнения зерна аустенита. Твердость закаленной стали начинает уменьшаться после отпуска при температуре $T_{\text{отп}} > 200^\circ\text{C}$ [9]. Уменьшая твердость до $\text{HRC} = 58 \div 59$, можно увеличить ударную вязкость до 60 Дж/см^2 . Поэтому был выбран третий режим термообработки: закалка при $T_3 = 1030^\circ\text{C}$, выдержка в течение 1 ч, охлаждение в масле; отпуск при $T_{\text{отп}} = 180 \div 200^\circ\text{C}$, выдержка в течение 2,5 ч, охлаждение на воздухе.

Результаты испытаний образцов при указанных выше режимах термообработки приведены в табл. 1, твердость образцов — в табл. 2 ($\alpha_{\text{пр}}$, $\alpha_{\text{п}}$ — ударная вязкость образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлениях соответственно).

Из данных, приведенных в табл. 1, следует, что испытания образцов с U-образным вырезом являются малоинформативными. При различных режимах термообработки значения ударной вязкости различаются не более чем на $3 \div 4 \text{ Дж/см}^2$. Более объективным критерием оценки вязкости представленной стали следует считать результаты испытаний образцов без надреза, так как в этом случае большая часть работы при изломе затрачивается на образование трещины [9].

Результаты анализа данных табл. 1, 2 показывают, что наилучшее сочетание твердости и вязкости получено на образцах, подвергнутых термообработке в соответствии с режимом 1. Однако наибольшая вязкость, как и ожидалось, достигается после однократного низкотемпературного отпуска, т. е. при термообработке в соответствии с режимом 3.

Сталь марки ДИЗ7-ВИ после закалки в масле от температуры аустенизации, равной 1060°C , имеет структуру мартенсита и остаточного аустенита [11]. Наблюдается большое количество карбидов основных легирующих элементов различной морфологии и размеров (карбиды вольфрама, молибдена, ванадия, хрома), а также комплексные карбиды на основе этих элементов (рис. 2). На рис. 2 видно, что с увеличением времени выдержки при температуре аустенизации увеличивается дисперсность образующихся при закалке мартенситных кристаллов. Это обусловлено более полным растворением избыточных карбидов в аустените при аустенизации. Однако наряду с этим процессом с увеличением времени вы-

Таблица 1

Результаты испытаний образцов из стали марки ДИЗ7-ВИ

| Номер режима | Режим термообработки | 10 × 10 × 55* | | 7 × 10 × 55** | |
|--------------|--|--------------------------------------|-------------------------------------|--------------------------------------|-------------------------------------|
| | | $\alpha_{пр},$ Дж/см ² | $\alpha_{п},$ Дж/см ² | $\alpha_{пр},$ Дж/см ² | $\alpha_{п},$ Дж/см ² |
| 1 | Закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле | 14 | 6 | 39 | 12 |
| | Отпуск при $T_{отп} = 500$ °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | | | | |
| | Отпуск повторяется три раза | 14 | 6 | 39 | 14 |
| 2 | Закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение в масле | 14 | 6 | 68 | 25 |
| | Отпуск при $T_{отп} = 540$ °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | | | | |
| | Отпуск повторяется два раза | 14 | 7 | 42 | 12 |
| 3 | Закалка при $T_3 = 1030$ °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение в масле | 15 | 9 | 61 | 15 |
| | Отпуск при $T_{отп} = 200$ °С, выдержка в течение 2,5 ч, охлаждение на воздухе | 18 | 9 | 69 | 21 |

* Размеры образцов с U-образным вырезом.

** Размеры образцов без U-образного выреза.

держки при аустенизации происходит увеличение размера аустенитного зерна, что может привести к уменьшению энергии распространения трещины при ударном нагружении.

С увеличением времени выдержки при аустенизации твердость закаленной при температуре $T_3 = 1060$ °С стали марки ДИЗ7-ВИ увеличивается: при выдержке в течение 20 мин HRC = 62,7, при выдержке в течение 40 мин HRC = 63,4, при выдержке в течение 60 мин HRC = 63,5.

При закалке стали марки ДИЗ7-ВИ от температуры $T_3 = 1060$ °С увеличение времени выдержки с 25 до 60 мин приводит к увеличению массовой доли C ванадия в матрице металла (табл. 3). Из табл. 3 следует, что основной карбидной фазой является мелкодисперсный карбид типа MeC на основе ванадия. Установлено, что в состав карбидов входят все основные легирующие элементы (V_{51-56} , W_{19-23} , Cr_{5-6} , Mo_{2-3} , Fe_{3-4}). Крупные частицы карбидов размером $10 \div 60$ мкм в основном имеют вытянутую (эллипсоидную) форму.

Увеличение времени выдержки при закалке также приводит к увеличению в составе крупных частиц карбидов массовой доли V (с 54,7 до 56,5 %), Fe и C , в то время как массовая доля Cr , Mo , W уменьшается (массовая доля W максимальна при выдержке в течение 40 мин) (см. табл. 3).

Таблица 2

Твердость образцов после каждой технологической операции

| Номер режима | Этап термической обработки | HRC |
|--------------|--|----------------------|
| 1 | Закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле | 63,5; 64; 63; 63 |
| | Первый отпуск: $T_{отп} = 500$ °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | 57; 58; 58; 58 |
| | Второй отпуск: $T_{отп} = 500$ °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | 60; 60; 61; 60,5 |
| | Третий отпуск: $T_{отп} = 500$ °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | 60; 60,5; 61,5; 62,5 |
| 2 | Закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле | 59,5; 60; 60; 59 |
| | Первый отпуск: $T_{отп} = 540$ °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | 58,5; 59; 59; 58,5 |
| | Второй отпуск: $T_{отп} = 540$ °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | 57; 56,5; 57; 57,5 |
| 3 | Закалка при $T_3 = 1030$ °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение в масле | 62; 62; 61; 61,5 |
| | Отпуск: $T_{отп} = 200$ °С, выдержка в течение 2,5 ч, охлаждение на воздухе | 59,5; 60; 59; 59,5 |

Анализ химического состава дисперсных карбидов (см. табл. 3) при закалке стали от $T_3 = 1060$ °С и увеличении времени выдержки с 40 до 60 мин показал, что в этом случае массовая доля хрома, молибдена, ванадия и вольфрама в карбидах резко уменьшается. Таким образом, при закалке стали марки ДИЗ7-ВИ от $T_3 = 1060$ °С и выдержке в течение 40 мин в карбидах наблюдается максимальная массовая доля легирующих элементов, а в матрице — максимальная массовая доля ванадия.

Высокотемпературный отпуск. После отпуска при температуре $T_{отп} = 500$ °С с выдержкой в течение 1 ч и последующего охлаждения на воздухе в структуре стали наблюдается частичная сфероидизация вторичных карбидов ванадия (рис. 3,а), а также выделение новых карбидов, состав которых аналогичен составу карбидов, представленному в табл. 3 для следующего режима термообработки: закалка в течение 40 мин, охлаждение в масле. Уже после первого отпуска в мартенситной структуре стали с четко выраженными “иглами” появляются участки с дисперсной троостобейнитной структурой.

Второй отпуск при температуре $T_{отп} = 500$ °С с выдержкой в течение 1 ч (рис. 3,б) приводит к дальнейшему распаду матричной структуры и ее переходу в более грубопластичную мартенситно-бейнитную структуру с включениями избыточных карбидов. При этом доля легирующих элементов в карбидной фазе существенно увеличивается: Cr — с 3,97 до 4,56 %, Mo — с 0,23 до 0,28 %, V — с 0,73 до 2,71 %, W — с 1,38 до 2,08 % (табл. 4), что способствует уменьшению твердости и прочности стали вследствие увеличения твердости матрицы.

Третий отпуск при температуре $T_{отп} = 500$ °С позволяет практически полностью разложить остаточный аустенит, создав структуру, состоящую из тонкопластичных участков мартенсита и бейнита и равномерно распределенной сорбитообразной фазы (рис. 4). Карбидная фаза (комплексные карбиды ванадия, вольфрама, молибдена, хрома) равномерно распределена по всему сечению образца (см. табл. 4).

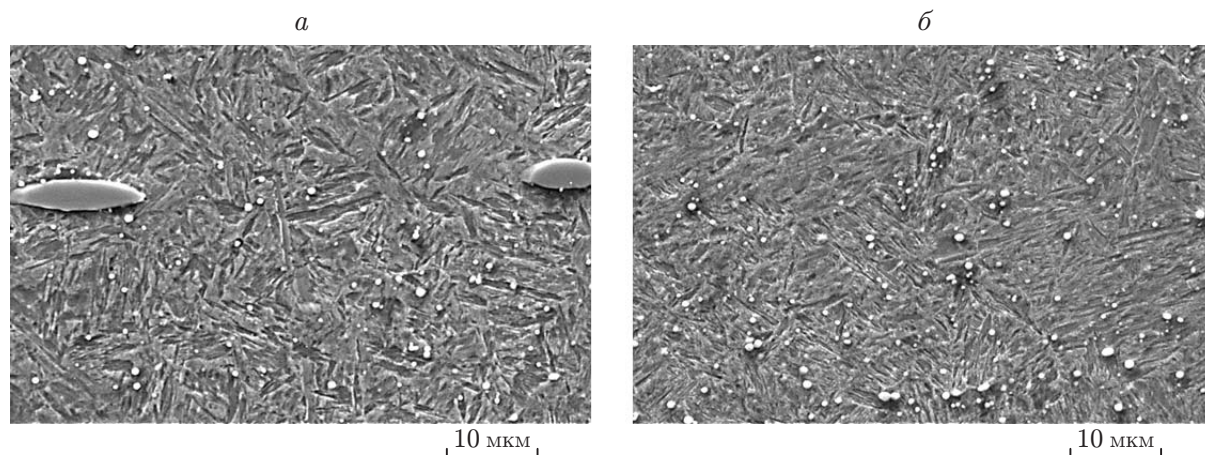


Рис. 2. Микроструктура стали марки ДИЗ7-ВИ при различных режимах термообработки:

a — закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 25 мин, охлаждение в масле; *б* — закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 60 мин, охлаждение в масле

Таблица 3

Состав матрицы и карбидной фазы стали марки ДИЗ7-ВИ после закалки

| Режим термообработки | Анализируемая область | C, % | | | | | | | |
|--|--------------------------|-------|------|------|------|------|-------|-------|--------|
| | | C | Si | Mn | Cr | Mo | V | W | Fe |
| Закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 25 мин, охлаждение в масле | Матрица | — | 2,11 | 0,36 | 4,25 | 0,41 | 0,87 | 1,67 | 90,30 |
| | Крупные частицы карбидов | 13,50 | — | — | 5,23 | 3,07 | 54,71 | 20,66 | 3,17 |
| | Дисперсные карбиды | 16,22 | — | — | 4,17 | 1,84 | 23,79 | 12,43 | 41,55* |
| Закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле | Матрица | — | 2,17 | 0,42 | 3,98 | 0,23 | 0,73 | 1,38 | 91,10 |
| | Крупные частицы карбидов | 13,02 | — | — | 6,12 | 3,78 | 50,82 | 23,02 | 3,24 |
| | Дисперсные карбиды | 17,76 | — | — | 4,63 | 1,61 | 27,54 | 14,78 | 33,68* |
| Закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 60 мин, охлаждение в масле | Матрица | — | 2,22 | 0,26 | 3,71 | 0,28 | 1,68 | 1,77 | 90,10 |
| | Крупные частицы карбидов | 13,91 | — | — | 4,86 | 2,03 | 56,46 | 18,99 | 4,08 |
| | Дисперсные карбиды | 18,26 | — | — | 3,77 | 1,08 | 16,99 | 8,97 | 50,01* |

* Вследствие малых размеров включений при анализе луч электронного сканирующего микроскопа захватывает только часть матрицы.

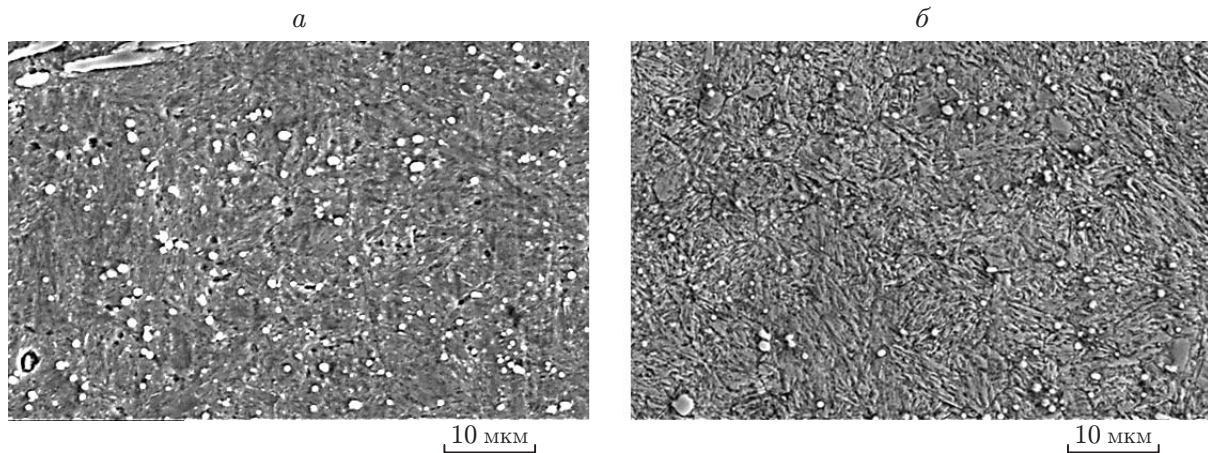


Рис. 3. Микроструктура стали марки ДИЗ7-ВИ при различных режимах термообработки:

a — закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле; отпуск при $T_{отп} = 500$ °С, выдержка в течение 60 мин, охлаждение на воздухе; *б* — закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле; двойной отпуск при $T_{отп} = 500$ °С, выдержка в течение 60 мин, охлаждение на воздухе

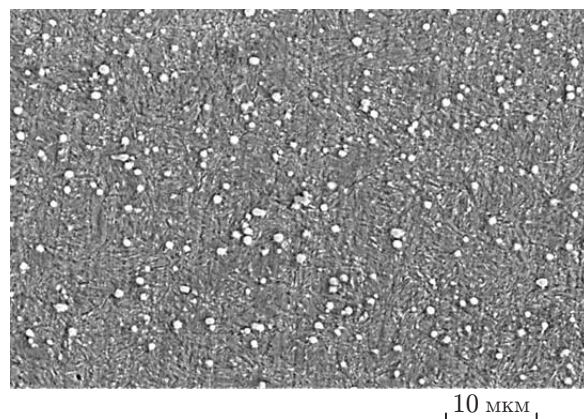


Рис. 4. Микроструктура стали марки ДИЗ7-ВИ, подвергнутой термообработке в режиме: закалка при $T_3 = 1060$ °С, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле; тройной отпуск при $T_{отп} = 500$ °С, выдержка в течение 60 мин, охлаждение на воздухе

Одним из возможных способов увеличения вязкости стали марки ДИЗ7-ВИ является использование режима с увеличенной температурой отпуска. Считалось, что отпуск при большей температуре $T_{отп} = 540$ °С приведет к разупрочнению матрицы и позволит получить оптимальное сочетание вязкости и прочности. Однако из результатов эксперимента следует, что это решение является неэффективным. При таком отпуске твердость стали уменьшилась значительно, а увеличение вязкости вследствие большой доли хрупкой карбидной фазы оказалось минимальным. Анализ состава матрицы показал, что при высокотемпературном отпуске твердый раствор постепенно обедняется вольфрамом, ванадием и хромом. Это свидетельствует о выделении вторичных карбидов указанных элементов (см. табл. 4).

Таблица 4

Состав матрицы и карбидной фазы стали марки ДИЗ7-ВИ после закалки и отпуска

| Режим термообработки | Анализируемая область | C, % | | | | | | | |
|--|--------------------------|-------|------|------|------|------|-------|-------|--------|
| | | C | Si | Mn | Cr | Mo | V | W | Fe |
| Закалка при $T_3 = 1060$ °C, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле; двойной отпуск при $T_{отп} = 500$ °C в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | Матрица | — | 2,08 | 0,37 | 4,56 | 0,28 | 2,71 | 2,08 | 87,91 |
| | Крупные частицы карбидов | 11,84 | — | — | 6,75 | 4,26 | 50,12 | 25,37 | 1,67 |
| | Дисперсные карбиды | 14,21 | — | — | 4,81 | 1,80 | 31,88 | 14,29 | 33,01* |
| Закалка при $T_3 = 1060$ °C, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле; тройной отпуск при $T_{отп} = 500$ °C в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | Матрица | — | 1,89 | 0,35 | 4,19 | 0,35 | 2,82 | 0,20 | 87,54 |
| | Дисперсные карбиды | 11,70 | — | — | 5,04 | 1,50 | 17,72 | 9,86 | 53,27* |
| Закалка при $T_3 = 1060$ °C, выдержка в течение 1 ч, охлаждение в масле | Матрица | — | 2,20 | 0,28 | 4,04 | 0,26 | 2,37 | 1,77 | 90,10 |
| Отпуск при $T_{отп} = 540$ °C, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | | — | 1,95 | 0,08 | 4,44 | 0,19 | 1,68 | 2,02 | 90,36 |
| Двойной отпуск при $T_{отп} = 540$ °C, выдержка в течение 1 ч, охлаждение на воздухе | | — | 2,30 | 0,41 | 3,71 | 0,08 | 0,97 | 1,65 | 89,15 |

* Вследствие малых размеров включений при анализе луч электронного сканирующего микроскопа захватывает только часть матрицы.

Низкотемпературный отпуск. Как отмечено выше, для получения твердости образцов $HRC = 60 \pm 2$ наряду с высокотемпературным отпуском был проведен низкотемпературный отпуск стали при температуре $T_{отп} = 200$ °C в течение 2,5 ч с охлаждением на воздухе. На рис. 5 показана структура стали после закалки, а в табл. 5 приведен химический состав матрицы и карбидов.

Низкотемпературный отпуск при температуре $T_{отп} = 200$ °C приводит к уменьшению твердости стали и внутренних напряжений (см. рис. 5). При этом сохраняется достаточно высокое сопротивление стали ударным нагрузкам.

Из табл. 5 следует, что большая доля легирующих элементов хрома, вольфрама, молибдена сосредоточена в карбидах, так как в этом случае отсутствует стадия дисперсионного твердения, на которой указанные элементы переходят в раствор и образуются вторичные карбиды.

Испытания сталей марок ДИЗ7-ВИ и ЭИ958 при ускоренном абразивном износе. На основе экспериментальных исследований, результаты которых приведены выше, ножевые вставки из стали марки ДИЗ7-ВИ, имеющие такое же сечение, как у реальных

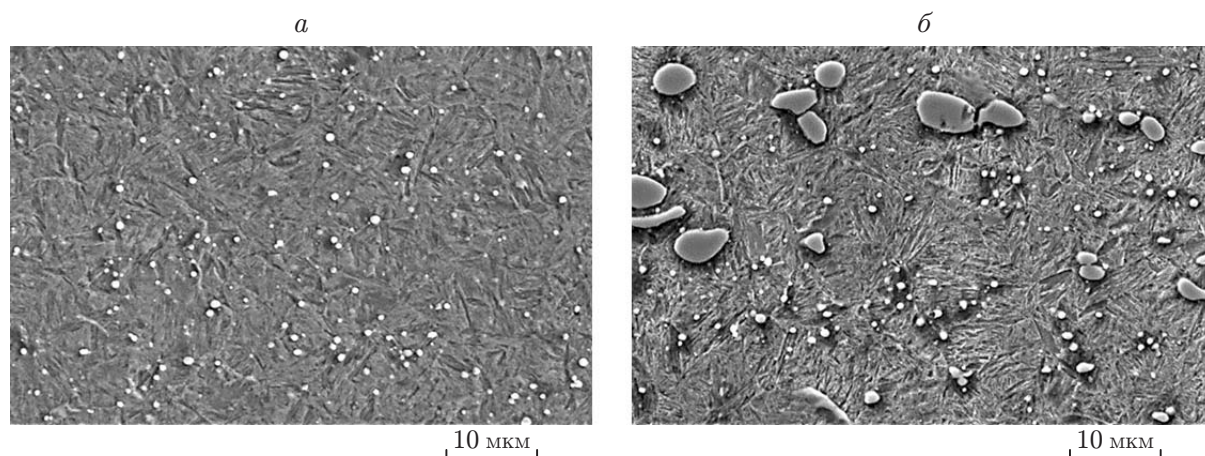


Рис. 5. Микроструктура стали марки ДИЗ7-ВИ при различных режимах термообработки:

a — закалка при $T_3 = 1030 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка в течение 30 мин, охлаждение в масле; *б* — закалка при $T_3 = 1030 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка в течение 30 мин, охлаждение в масле; отпуск при $T_{отп} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка в течение 2,5 ч, охлаждение на воздухе

Таблица 5

Состав матрицы и карбидной фазы стали марки ДИЗ7-ВИ после термообработки

| Режим термообработки | Анализируемая область | C, % | | | | | | | |
|--|--------------------------|------|-------|------|------|------|-------|-------|--------|
| | | C | Si | Mn | Cr | Mo | V | W | Fe |
| Закалка при $T_3 = 1030 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка в течение 30 мин, охлаждение в масле | Матрица | — | 2,30 | 0,41 | 4,04 | 0,08 | 2,37 | 1,65 | 89,15 |
| | Матрица | — | 2,04 | 0,38 | 4,43 | 0,42 | 1,08 | 2,28 | 89,36 |
| Закалка при $T_3 = 1030 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка в течение 30 мин, охлаждение в масле; отпуск при $T_{отп} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка в течение 2,5 ч, охлаждение на воздухе | Крупные частицы карбидов | 5,90 | 1,84* | — | 6,75 | 4,26 | 50,12 | 25,37 | 1,67 |
| | Дисперсные карбиды | 9,44 | 1,84* | — | 4,81 | 1,80 | 31,88 | 14,29 | 33,01* |

* Вследствие малых размеров включений при анализе луч электронного сканирующего микроскопа захватывает только часть матрицы.

ножевых вставок, были подвергнуты следующим режимам термообработки: 1) закалка при $T_3 = 1030 \text{ }^\circ\text{C}$, отпуск при $T_{отп} = 250 \text{ }^\circ\text{C}$; 2) закалка при $T_3 = 1060 \text{ }^\circ\text{C}$, тройной отпуск при $T_{отп} = 525 \text{ }^\circ\text{C}$.

Получены следующие результаты механических испытаний образцов-свидетелей размером $10 \times 10 \times 55 \text{ мм}$ без надреза:

— в режиме 1 твердость $HRC = 59,0 \pm 0,2$, ударная вязкость образцов, вырезанных в продольном направлении, $\alpha_{пр} = 66 \pm 10 \text{ Дж/см}^2$, образцов, вырезанных в поперечном направлении, — $\alpha_{п} = 11 \pm 1 \text{ Дж/см}^2$;

— в режиме 2 твердость $HRC = 60,3 \pm 0,5$; ударная вязкость образцов, вырезанных в продольном направлении, $\alpha_{пр} = 40 \pm 7 \text{ Дж/см}^2$, образцов, вырезанных в поперечном направлении, — $\alpha_{п} = 15 \pm 1 \text{ Дж/см}^2$.

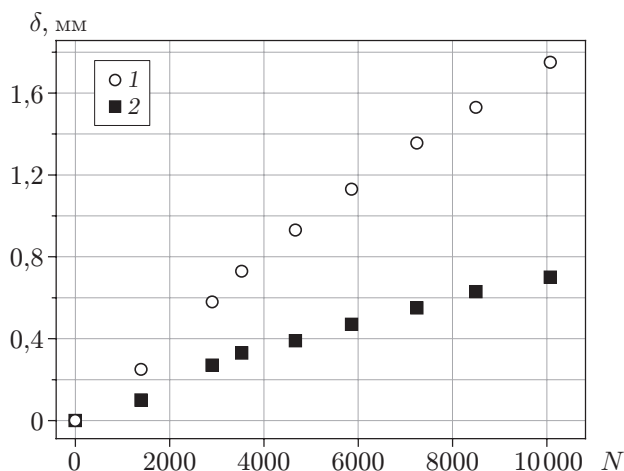


Рис. 6. Зависимость износа режущих кромок ножей от количества резов:
 1 — подвижный нож из стали марки ЭИ958, 2 — неподвижный нож из стали марки ДИ37-ВИ(525)

Изготовленные ножевые вставки с размерами поперечного сечения 56×40 и 54×90 мм, являющиеся полноразмерной частью (длиной 56 мм) реальной ножевой вставки блоков резки, монтировались в установке ИРИС (см. рис. 1), предназначенной для резки прутков с квадратным сечением размером не более 30×30 мм. Режущие кромки ножевых вставок имеют угол резания 90° и переднюю фаску с углом 10° и длиной 5 мм. При резке подвижный нож внедряется в пруток: при острой режущей кромке — на глубину, равную 20 % толщины прутка, при затупленной режущей кромке — на глубину, приблизительно равную 60 % толщины прутка. Затем образуется трещина, распространяющаяся до режущей кромки неподвижного ножа. Неподвижный нож выполняет также роль опоры, максимальная глубина его внедрения составляет приблизительно 20 % толщины прутка. Поэтому режущая кромка подвижного ножа затупляется значительно быстрее.

Поскольку угол режущей кромки ножей фактически равен 100° (см. рис. 1), соотношение между износом δ вдоль биссектрисы этого угла и радиусом R вписанной окружности, касающейся его сторон, записывается в виде

$$R = (R + \delta) \cos 40^\circ, \quad R = 3,274\delta.$$

Условие отбраковки блоков резки: максимально допустимый $R_{\max} = 6$ мм, следовательно, $\delta_{\max} = 1,8$ мм. На рис. 6 представлена зависимость износа неподвижного ножа из стали марки ДИ37-ВИ после тройного отпуска при температуре $T_{\text{отп}} = 525^\circ\text{C}$ (далее — ДИ37-ВИ(525)) от количества резов N . В данном случае износ неподвижного ножа составил $\delta = 0,7$ мм ($R = 2,29$ мм), что в 2,5 раза меньше износа подвижного ножа из стали марки ЭИ958. Эти данные получены при удельной нагрузке на режущую кромку ножей, равной $10,7$ кН/(п.мм).

Вследствие того что износ подвижных ножей значительно превышает износ неподвижных, целесообразно сравнивать по износу именно подвижные ножи (рис. 7). На рис. 7 видно, что износ ножей из стали марок ЭИ958 и ДИ37-ВИ(250) практически один и тот же, несмотря на значительные различия как химического состава, так и твердости (HRC = 52 и HRC = 59 соответственно). Сталь марки ДИ37-ВИ(525) имеет значительные преимущества по сравнению со сталью марки ДИ37-ВИ(250): критический радиус износа ножей из стали марки ДИ37(250) достигается при числе резов, в 1,53 раза меньшем, чем для стали марки ДИ37(525). Этот результат является следствием температурного старения

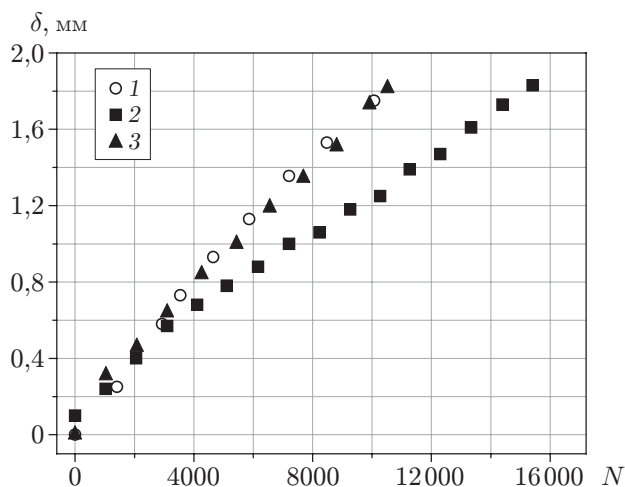


Рис. 7

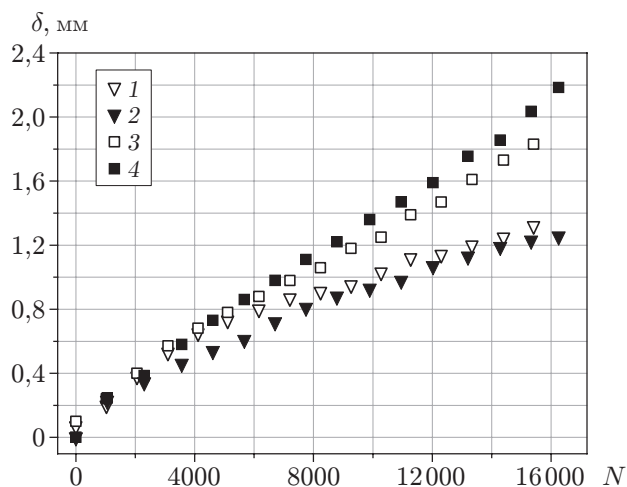


Рис. 8

Рис. 7. Зависимость износа режущих кромок подвижных ножей из стали марок ЭИ958 (1), ДИ37-ВИ(525) (2), ДИ37-ВИ(250) (3) от количества резов

Рис. 8. Зависимость износа режущих кромок ножей от количества резов: 1 — неподвижный нож из стали марки ЭИ958; 2 — неподвижный нож из стали марки ЭИ958 с подпорой; 3 — подвижный нож из стали марки ДИ37(525); 4 — подвижный нож из стали марки ДИ37(525) с подпорой

(тройного отпуска при $T_{отп} = 525 \text{ }^\circ\text{C}$), когда твердые избыточные карбиды перемещаются в матрицу заготовки.

При обычной (гильотинной) резке форма отрезаемого фрагмента не прямоугольная, его грань, контактирующая с подвижным ножом, является выпуклой, так как угол режущей кромки ножа равен 100° . Резка с подпорой, когда со стороны неподвижного ножа к отрезаемому фрагменту приложено усилие, предотвращающее его деформацию, и происходит сдвиг этого фрагмента вместе с подвижным ножом и подпорой относительно неподвижного ножа, приводит к увеличению усилия, действующего на подвижный нож. В результате износ подвижного ножа увеличивается (рис. 8). При этом усилие реза с подпорой увеличивается в 1,25 раза (до $15,08 \text{ кН}/(\text{п.мм})$) за счет создаваемого подпорой усилия, составившего $3 \text{ кН}/(\text{п.мм})$. Это увеличение усилия реза (с подпорой) привело к увеличению износа подвижного ножа на 11 % (при числе резов, равном 15 400). В случае неподвижного ножа наличие подпоры приводит к увеличению площади опорной поверхности, поэтому нагрузка на нож уменьшается, соответственно уменьшается износ неподвижного ножа. При числе резов, равном 15 400, уменьшение износа составило 8 %.

Заключение. Исследование микроструктуры стали марки ДИ37-ВИ и химического состава карбидов показало, что при тройном высокотемпературном отпуске (температурном старении) карбидная фаза (комплексные карбиды ванадия, вольфрама, молибдена, хрома) более равномерно распределена по сечению образца. Оптимальным режимом является следующий режим термообработки: закалка при $T_3 = 1060 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка в течение 40 мин, охлаждение в масле; тройной отпуск при $T_{отп} = 500 \div 525 \text{ }^\circ\text{C}$, выдержка в течение 60 мин, охлаждение на воздухе. При оптимальном режиме термообработки получены следующие механические характеристики ножей: твердость $\text{HRC} = 60,3 \pm 0,5$, ударная вязкость образцов (без U-образного выреза) $\alpha_{пр} = 40 \pm 7 \text{ Дж}/\text{см}^2$, $\alpha_{п} = 15 \pm 1 \text{ Дж}/\text{см}^2$.

Проведено исследование износостойкости сталей при резке стальных прутков с квадратным сечением, ускоренный износ ножей реализован с помощью абразивной шкурки,

наклеенной на прутки. Сталь марки ДИ37-ВИ (тройной отпуск при $T_{\text{отп}} = 525$ °С) имеет бóльшую износостойкость по сравнению со сталями марок ЭИ958 и ДИ37-ВИ (отпуск при $T_{\text{отп}} = 250$ °С). Износостойкость последних двух марок сталей практически одинакова, и критический радиус износа ножей из стали этих марок $R \approx 6$ мм достигается при количестве резов, в 1,53 раза меньшем, чем для стали марки ДИ37-ВИ (тройной отпуск при $T_{\text{отп}} = 525$ °С).

Максимальный износ подвижных ножей при резке в 2–2,2 раза превышает износ неподвижных ножей. В случае резки с подпорой максимальный износ подвижных ножей может увеличиваться в 2,5 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. 5-е изд. М.: Металлургия, 1982.
2. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1975.
3. Гуляев А. П. Низколегированные вольфрамом и молибденом быстрорежущие стали. М.: Машгиз, 1941.
4. Минкевич Н. А. Малолегированные быстрорежущие стали. М.: Metallurgizdat, 1944.
5. Гуляев А. П., Купалова И. К., Ланда В. А. Методики и результаты фазового анализа быстрорежущих сталей // Завод. лаб. 1965. № 3. С. 298–318.
6. Энтин Р. И. Превращения аустенита в стали. М.: Metallurgizdat, 1960.
7. Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка: Справ. М.: Металлургия, 1982.
8. Колосова Э. Л., Сырейчиков В. И., Гольдштейн М. И. и др. Изотермический распад аустенита в сталях, легированных карбидообразующими элементами // Пробл. металлургии и физика металлов. 1978. № 5. С. 81–85.
9. Позняк Л. А. Штамповые стали / Л. А. Позняк, Ю. М. Скрынченко, С. И. Тишаев. М.: Металлургия, 1980.
10. **Разработка** технологии изготовления заготовок из сталей трех марок, апробация разработанной технологии и изготовление опытной партии заготовок: Аннот. отчет о науч.-исслед. работе / ООО «Ласмет»; Руководитель А. Н. Мазничевский. Контракт ЛЕ-09-2014. Челябинск, 2014.
11. **Разработка** технологии изготовления заготовок из сталей трех марок, апробация разработанной технологии и изготовление опытной партии заготовок: Заключ. отчет о науч.-исслед. работе / ООО «Ласмет»; Руководители А. Н. Мазничевский, О. И. Стояновский, И. М. Котов. Контракт ЛЕ-09-2014. Челябинск, 2015.

*Поступила в редакцию 30/III 2017 г.,
в окончательном варианте — 8/VI 2017 г.*