**УДК 669.14/.15-966.5**

# ДОСТИЖЕНИЕ УРОВНЯ ПРОЧНОСТИ 2400...2500 МПа В СТАЛЯХ ТИПА ХН3МФС С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА*

***В.П. ВЫЛЕЖНЕВ*[1]*, канд. техн. наук, доцент***
***А.А.СУХИХ*[2]*, научный сотрудник***
***Ю.Н.СИМОНОВ*[1]*, доктор техн. наук, профессор***
***В.Б. ДЕМЕНТЬЕВ*[2]*, доктор техн. наук***
***([1]ПНИПУ, г. Пермь, [2]ИМ УрО РАН, г. Ижевск)***

Получена 28 октября 2013
Рецензирование 20 декабря 2013
Принята к печати 10 января 2014

**Симонов Ю.Н.** – 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, 29,
Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
e-mail: simonov@pstu.ru

На специально выплавленных в вакуумной индукционной печи высокочистых сталях 45ХН3МФСА, 55ХН3МФСА и 65ХН3МФСА изучена возможность получения высокопрочного состояния с уровнем прочности порядка 2400...2500 МПа. Проведенный комплекс исследований свидетельствует о том, что получение высокопрочного состояния на стали 45ХН3МФСА с уровнем предела прочности 2400...2500 МПа недостижимо даже после проведения ВТМО. На сталях 55ХН3МФСА и 65ХН3МФСА достижение уровня прочности 2400...2500 МПа возможно после отпуска при 150 и 200 °С как после обычной закалки, так и после ВТМО. При этом ударная вязкость и пластичность сталей, прошедших ВТМО, находятся на вполне удовлетворительном уровне ($\delta$ = 9...13 %, $\psi$ = 28...42 %, KCU = 0,40...0,46 МДж/м$^2$.

Исследование микромеханизмов разрушения, проведенное на изломах ударных образцов, показало, что снижение ударной вязкости образцов, прошедших обычную закалку, при температурах отпуска выше 250 °С объясняется активизацией межзеренного разрушения, что связано с проявлением необратимой отпускной хрупкости. ВТМО снижает склонность высокопрочных сталей к необратимой отпускной хрупкости, поэтому после отпуска при 300 °С в изломах образцов, подвергнутых ВТМО, наблюдаются фасетки квазискола и ямки.

**Ключевые слова:** высокочистые стали ХН3МФС с различным содержанием углерода, высокопрочное состояние, высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО).

## Введение

Для материалов, применяемых в машиностроении, определенный интерес представляют высокопрочные стали и сплавы, прочность которых близка к 2400…2500 МПа. Известны никель-кобальтовые стали с малым содержанием углерода, у которых прочность обеспечивается за счет закалки на мартенсит и последующего старения, – так называемые мартенситностареющие стали (МСС). МСС обладают практически неограниченной прокаливаемостью и сравнительно

* Работа осуществлена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации Постановления 218 «Развитие кооперации Российских вузов и промышленных предприятий», договор № 02.G25.31.0068 между Минобрнауки РФ и ОАО «Мотовилихинские заводы» и договор № 2013/050 между ОАО «Мотовилихинские заводы» и ФГБОУ ВПО Пермский национальный исследовательский политехнический университет.

низкой мартенситной точкой, позволяющей после охлаждения получить в структуре определенное количество остаточного аустенита [1]. Кроме высокого уровня прочности и надежности, МСС обладают высокой хладостойкостью. Однако широкое применение МСС ограничивается их чрезвычайно высокой стоимостью.

Такой уровень прочности может быть достигнут и на среднеуглеродистых сталях после специальных методов термической и термомеханической обработки [2].

Высокопрочные среднеуглеродистые конструкционные стали, предназначенные для изготовления различных деталей, в том числе и крупногабаритных, должны содержать минимально необходимое для получения заданной прочности количество углерода и суммарный состав легирующих элементов, таких как Cr, Mn, Si, Ni, W, не менее 2–3 %, высококачественные высокопрочные стали – некоторое количество Ni и желательно один или несколько карбидообразующих элементов (Mo, W, Nb, V). Добавки Si в сталях, обрабатываемых на высокую прочность (в отличие от среднепрочных сталей), весьма полезны, так как за счет кремния можно несколько уменьшить содержание углерода (при низком отпуске 200…300 °С Si тормозит падение прочности). Кроме того, в хромоникелевых сталях, дополнительно легированных кремнием, даже после быстрой закалки в масло или синтетические среды получают повышенное количество остаточного аустенита, который оказывает благотворное влияние на уровень характеристик надежности [2].

Известно, что весьма удачная система легирования среднеуглеродистых сталей, а именно система ХН3МФ, уже много десятилетий применяется в артиллерии. Не исключено, что добавка к ней примерно 1 % кремния одновременно с некоторым увеличением содержания углерода, а также использование специальных методов выплавки позволят обеспечить высокопрочное состояние с уровнем прочности 2500 МПа.

Целью настоящей работы является повышение уровня прочности среднелегированных сталей 45ХН3МФСА, 55ХН3МФСА и 65ХН3МФСА до уровня 2500 МПа при удовлетворительных значениях пластичности и ударной вязкости.

## Материалы и методы исследования

Материалами исследования служили кремнистые стали, хромоникельмолибденовые стали с добавкой примерно 1 % кремния. Химический состав сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1

**Химический состав исследуемых сталей**

| Сталь | Содержание элементов, % масс. | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Mo | V |
| 45ХН3МФС | 0,46 | 0,88 | 0,51 | 0,008 | 0,005 | 0,83 | 2,67 | 0,78 | 0,28 |
| 55ХН3МФС | 0,56 | 0,86 | 0,59 | 0,008 | 0,005 | 0,88 | 2,69 | 0,73 | 0,25 |
| 65ХН3МФС | 0,67 | 0,79 | 0,57 | 0,007 | 0,005 | 0,82 | 2,67 | 0,70 | 0,22 |

Для уменьшения в этих сталях содержания вредных примесей (серы и фосфора, а также и вредных газов – водорода, азота и кислорода) выплавку осуществляли в 200-килограммовой вакуумной индукционной печи с последующим рафинированием методом электрошлакового переплава. Слитки ковали при температуре 1150…950 °С на заготовки размером 100×100×1000 мм, подвергали отпуску при 650 °С 10 ч. Затем полученные заготовки прокатывали при температуре 1150…950 °С на прутки диаметром 18…22 мм. После прокатки стали подвергали отжигу при 720 °С 20 ч.

Упрочняющая обработка сталей заключалась в следующем.

1. Закалка с 860 °С в масло и отпуск в интервале температур 150…500 °С.

2. ВТМО [3]. При ВТМО заготовку с припуском под обжатие нагревали в индукторе от лампового генератора ЛЗ-67В, протягивали через деформирующий узел, где она обжималась до требуемой степени деформации в деформирующих рамках. При выходе из зоны деформации заготовка в натянутом состоянии охлаждалась (закаливалась) водой в спрейере, установленном за деформирующим узлом. Учитывая накоплен-

ный опыт, литературные данные и ограничения по силовым параметрам установки, ВТМО проводили со степенью деформации 20 %.

В качестве заготовок под ВТМО и закалку ТВЧ использовали прутки 18...22 мм и длиной 700 мм с подготовленным под захват хвостовиком.

Стандартные механические характеристики при растяжении ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$, $\sigma$, $\Psi$) определяли на образцах с диаметром рабочей части 5 мм согласно ГОСТ 1497–84 на испытательной машине Instron-SATEC 300 LX. Ударную вязкость (KCU) определяли на образцах типа 1 (ГОСТ 9454–78) на маятниковом копре МК-30. Значение характеристики в каждом случае определяли как среднее арифметическое результатов испытаний 3–4 образцов.

Изучение строения изломов производили на сканирующем электронном микроскопе HITACHI S-3400N при увеличении от 500 до 1500 крат и ускоряющем напряжении 20 кВ.

Микроструктурные исследования осуществляли с помощью микроскопа Olympus GX-51. Структуру выявляли путем травления 4 %-м раствором $HNO_3$ в этиловом спирте. Границы зерен бывшего аустенита выявляли в соответствии с методикой, описанной в [4]. Размер зерна оценивали методом секущих.

Рентгеноструктурные исследования выполняли на дифрактометре ДРОН-3 в излучении от Co-анода. Содержание аустенита определяли по отношению интегральных интенсивностей рентгеновских дифракционных линий (200) – аустенита и (200) – мартенсита. Изменение содержания углерода оценивали по положению центра тяжести линий (211) мартенсита.

Дилатометрические исследования проводили на закалочном дилатометре «Linseiss RITA L78», оснащенном индукционным датчиком продольного перемещения «Schaevitz HR 100 (MC)». Температуру при проведении исследования фиксировали с помощью предварительно откалиброванной термопары s-типа (Pt-Pt-10 % Rh), которую приваривали к боковой поверхности исследуемых образцов. Нагрев осуществляли в вакууме ($10^{-2}$ Па), что полностью исключало образование окалины и, следовательно, искажение показаний дилатометра. В качестве охлаждающей среды использовали гелий марки Б (по ТУ-51-940-80, чистота 99,99 %), который подавался на образцы под различным давлением. Образцы для исследования имели форму цилиндра высотой 10 мм и диаметром 3 мм. Нагрев исследуемых сталей проводили со скоростью 1,5 ºC/с до температуры 860 ºC. Такая скорость нагрева соответствует печному нагреву с посадкой в предварительно подогретую до требуемой температуры печь. Выдержка при температуре нагрева 20 мин и охлаждение со скоростью 5,0 ºC/мин = 0,08 ºC/с. Сбор и обработку данных эксперимента осуществляли с помощью пакета программ, поставляемых вместе с прибором.

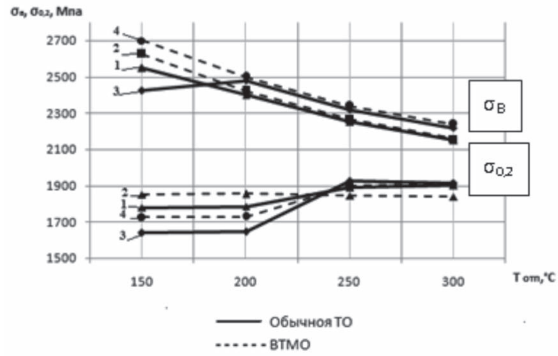
## Результаты и обсуждение

На рис. 1, *а–г* представлены зависимости характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости сталей 55ХН3МФСА и 65ХН3МФСА, подвергнутых как обычной закалке, так и высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО) от температуры отпуска.

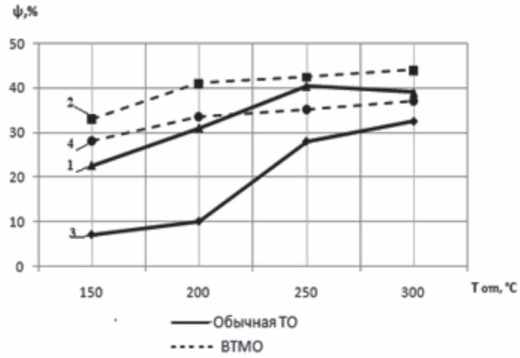
Результаты по стали 45ХН3МФСА на данном рисунке не представлены, поскольку на ней даже после ВТМО не удалось получить необходимый уровень предела прочности: самый высокий уровень прочности на стали с 0,45 % углерода был зафиксирован после отпуска при 150 °C и составил 2320 и 2370 МПа после обычной закалки и после ВТМО соответственно. Уже после отпуска при 200 °C уровень предела прочности стали 45ХН3МФСА составил 2160 и 2190 МПа соответственно после обычной закалки и после ВТМО.

Тем не менее необходимо отметить, что при прочности $\sigma_в$ > 2300 МПа сталь с 0,45 % имеет высокую пластичность ($\delta$ = 14 %, $\Psi$ = 45 %, KCU = 0,54 МДж/м$^2$). По комплексу механических свойств, определенных при положительной температуре, сталь 45ХН3МФСА, отпущенная при температуре 150…200 °C, даже несколько превосходит, например, такую мартенситностареющую сталь, как 03Н18К9М5Т.

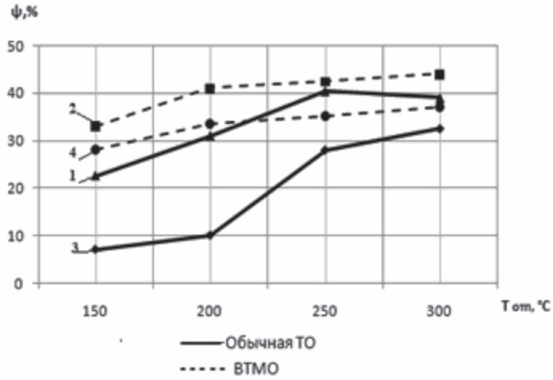
После обычной закалки и отпуска при температуре 150 °C из сталей с более высоким содержанием углерода наибольшую прочность $\sigma_в$ = = 2580 МПа имеет сталь с 0,56 % углерода. Сталь с 0,67 % углерода после отпуска при 150 °C имеет наиболее высокую твердость (58-59 HRC у 65ХН3МФСА и 56-57 HRC у 55ХН3МФСА), но более низкую чем у стали с 0,56 % углерода прочность, что связанно с преждевременным



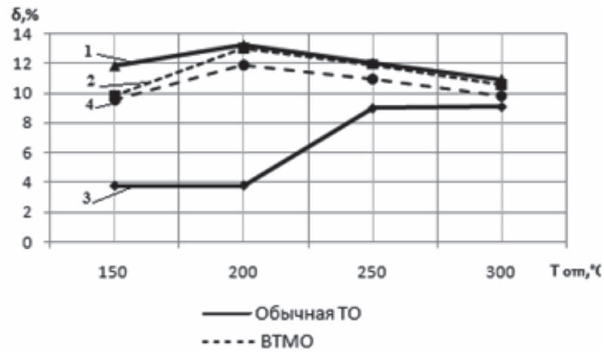

*а*




*б*




*в*




*г*

*Рис. 1.* Зависимости характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости от температуры отпуска сталей 55ХН3МФСА (*а*, *б*) и 65ХН3МФСА (*в*, *г*) от температуры отпуска после обычной закалки (сплошные линии) и ВТМО (пунктирные линии)

хрупким разрушением. Пластичность стали 65ХН3МФСА после такой обработки минимальна ($\delta$ = 4 %, $\Psi$ = 7 %). Необходимо отметить, что ударная вязкость сталей с 0,56 и 0,67 % углерода находится на уровне 0,25…0,35 МДж/м$^2$.

Для сталей с содержанием углерода 0,56 и 0,67 %, подвергнутых обычной закалке и низкому отпуску, характерен пониженный уровень предела текучести (1650…1750 МПа). Это обусловлено повышенным содержанием в них остаточного аустенита и высоким уровнем локальных пиковых напряжений [2]. В стали с 0,56 % углерода количество остаточного аустенита составляет примерно 20 %, в стали с 0,67 % – доля остаточного аустенита даже несколько превышает 30 % (табл. 2). После отпуска 250…300 °С происходит распад остаточного аустенита, вследствие чего предел текучести для сталей с 0,56 % к сталям с 0,67 % возрастает (см. табл. 2 и рис. 1, *а*).

После ВТМО и отпуска при 150 °С предел прочности сталей 55ХН3МФСА и 65ХН3МФСА составляет 2600 и 2700 МПа соответственно и

Таблица 2

**Влияние режима обработки на количество остаточного аустенита в исследуемых сталях**

| Температура отпуска, °С | Доля остаточного аустенита, % | | |
|---|---|---|---|
| | 45ХН3МФСА | 55ХН3МФСА | 65ХН3МФСА |
| **Закалка 860 °С, 1 ч, масло** | | | |
| Отпуск 150 °С | 11 | 19 | 33 |
| Отпуск 200 °С | 11 | 17 | 30 |
| Отпуск 250 °С | 10 | 8 | 9 |
| Отпуск 300 °С | 4 | 6 | 6 |
| Отпуск 500 °С | 3 | 4 | 5 |
| **ВТМО 1000 °С, ε = 20 %** | | | |
| Отпуск 150 °С | 14 | 23 | 28 |
| Отпуск 200 °С | 9 | 21 | 24 |
| Отпуск 300 °С | 5 | 8 | 10 |
| Отпуск 500 °С | 4 | 5 | 6 |

находится на уровне значительно выше требуемого (2400…2500 МПа). Предел текучести составляет 1750…1850 МПа, относительное удлинение 9…10 %, относительное сужение 30…35 % и ударная вязкость KCU = 0,40…0,41 МДж/м$^2$, что вполне достаточно для материалов с таким уровнем прочности.

После отпуска при 200 °С предел прочности стали с 0,56 % углерода несколько снизился и составил 2400…2500 МПа; у стали с 0,67 % углерода предел прочности, напротив, повысился почти на 100 МПа и составил 2500 МПа; предел текучести почти не изменился и находился на таком же уровне, как и после отпуска при 150 °С (1750...1850 МПа), ударная вязкость KCU выросла до 0,42…0,46 МДж/м$^2$, относительное удлинение 9…13 %, относительное сужение 33…41 %. Таким образом, ВТМО с последующим отпуском в интервале 150…200 °С обеспечивает получение требуемого комплекса механических свойств (см. рис. 1, *а–г*).

Дальнейшее повышение температуры отпуска до 250 °С и далее до 300 °С приводит к снижению уровня прочности существенно ниже требуемого: после отпуска при 250 °С предел прочности составил 2260…2310 МПа, а после отпуска при 300 °С 2150…2200 МПа. Это снижение прочности сопровождается снижением ударной вязкости и пластичности и поэтому отпуск при температурах выше 200 °С не может считаться перспективной обработкой как после обычной закалки, так и особенно после ВТМО.

Важно отметить, что, поскольку точки окончания мартенситного превращения исследуемых сталей лежат при достаточно низких температурах, непосредственно после обычной закалки, а также и после ВТМО в структуре сталей было выявлено достаточно большое количество остаточного аустенита (табл. 3).

Таблица 3

**Температуры критических точек исследуемых сталей**

| Сталь | Температуры критических точек, °С | | | |
|---|---|---|---|---|
| | $A_{C1}$ | $A_{C3}$ | $M_н$ | $M_к$ |
| 45ХН3МФСА | 716 | 780 | 225 | 140 |
| 55ХН3МФСА | 715 | 776 | 177 | 60 |
| 65ХН3МФСА | 713 | 762 | 154 | 40 |

Примечание: скорость охлаждения 5 град/мин = 0,08 °С/с.

По мере повышения температуры отпуска от 150 до 500 °С доля остаточного аустенита в интервале 150…200 °С практически не изменяется, а затем для сталей с содержанием углерода 0,56 и 0,67 %, начиная с температур отпуска выше 200 °С, а для стали с 0,46 % углерода – с температур выше 250 °С, доля остаточного аустенита в структуре резко снижается, и после отпуска при температурах выше 300 °С доля аустенита в структуре исследуемых сталей не превышает 3…6 % (табл. 2).

Для оценки влияния остаточного аустенита на свойства исследуемых сталей было проведено сравнение прочности, пластичности, ударной вязкости и доли остаточного аустенита в структуре исследуемых сталей после обработки по двум режимам: режим обработки № 1 – закалка 860 °С, 1 ч, масло + отпуск 200 °С, 2 ч; режим обработки № 2 – закалка 860 °С 1 ч, масло + охлаждение –196 °С (жидкий азот) 30 мин + отпуск 200 °С 2 ч. Охлаждение в жидком азоте приводило к активизации превращения остаточного аустенита в мартенсит; в результате рентгеновским методом остаточный аустенит в структуре сталей после обработки по режиму № 2 не был выявлен. Результаты изменения характеристик механических свойств, приведенные в табл. 4, свидетельствуют о том, что характеристики пластичности и ударной вязкости после устранения остаточного аустенита во всех случаях снижаются. Характеристики прочности изменяются следующим образом: предел текучести во всех случаях повышается, причем это повышение тем больше, чем выше содержание углерода в стали и соответственно чем больше было в исходной структуре остаточного аустенита. Наиболее интересным представляется изменение предела прочности: в сталях с 0,46 и 0,56 % углерода после устранения из структуры сталей остаточного аустенита предел прочности увеличивается на 130…150 МПа; в стали с 0,67 % углерода наблюдали снижение предела прочности примерно на 110 МПа (табл. 4). Такое изменение предела прочности могло быть связано с тем, что низкоотпущенная сталь 65ХН3МФСА с 30 % свежеполученного мартенсита вместо такого же количества остаточного аустенита при испытаниях на растяжение претерпевала хрупкое разрушение, не достигая предела прочности. Об этом свидетельствует вид машинных диаграмм деформации, а также очень низкий уровень характеристик пластичности.

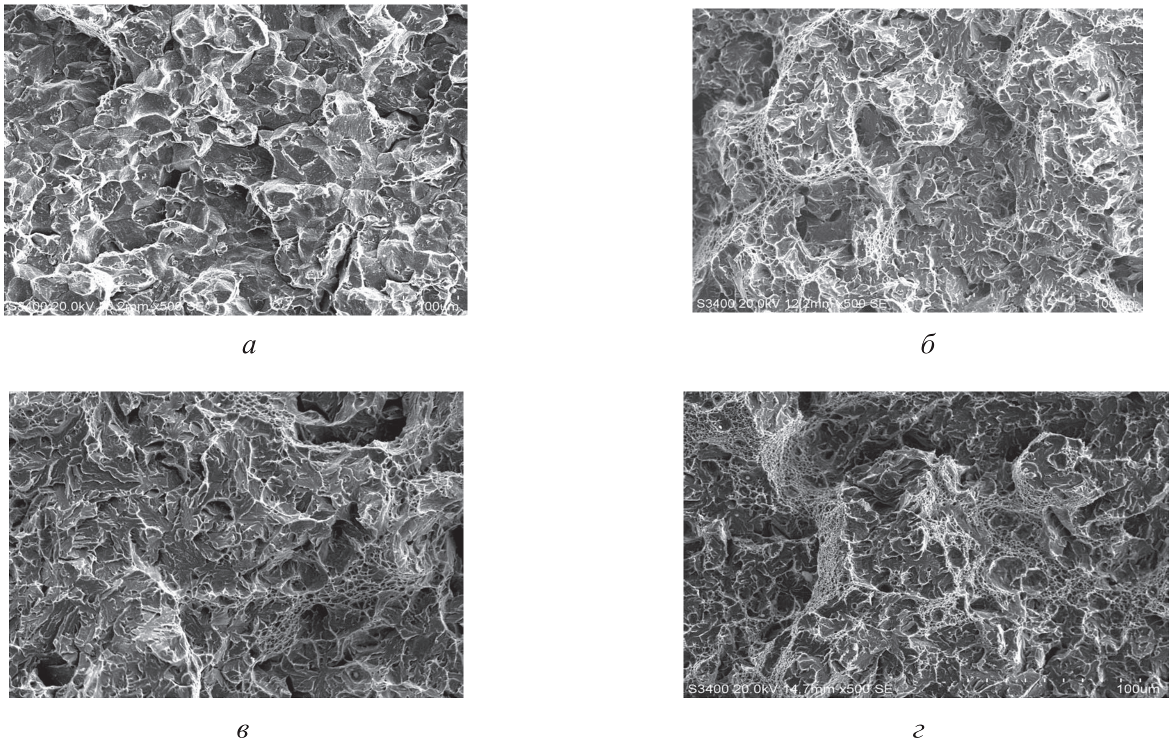
Таблица 4

**Влияние остаточного аустенита на механические свойства исследуемых сталей**

| Сталь | Режим обработки | $\sigma_в$, МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | $\delta$, % | $\Psi$, % | KCU МДж/м$^2$ | $\gamma_{ост}$, % |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 45ХН3МФСА | № 1 | 2160 | 1860 | 14,2 | 47 | 0,54 | 11 |
| | № 2 | 2290 | 1990 | 10,0 | 43 | 0,48 | 0 |
| 55ХН3МФСА | № 1 | 2410 | 1830 | 13,0 | 32 | 0,35 | 17 |
| | № 2 | 2550 | 2170 | 7 | 23 | 0,30 | 0 |
| 65ХН3МФСА | № 1 | 2460 | 1720 | 4 | 10 | 0,28 | 30 |
| | № 2 | 2350 | 2250 | 1,5 | 7 | 0,19 | 0 |

Примечание. Режим обработки № 1: закалка 860 °С, 1 ч, масло + отпуск 200 °С 2 ч. Режим обработки № 2: закалка 860 °С 1 ч, масло + охлаждение –196°С (жидкий азот) 30 мин + отпуск 200 °С 2 ч

Исследование микромеханизмов разрушения, проведенное на изломах ударных образцов, показало, что снижение ударной вязкости образцов, прошедших обычную закалку при температурах отпуска выше 250 °С, объясняется активизацией межзеренного разрушения, что связано с проявлением необратимой отпускной хрупкости (рис. 2, *а*). После отпуска при 200 °С отпускная хрупкость не проявляется, и на поверхности разрушения наблюдаются в основном фасетки квазискола (рис. 2, *б*).



*а* *б* *в* *г*

*Рис. 2.* Поверхность разрушения ударых образцов стали 65ХН3МФСА после различных режимов обработки:

*а* – закалка 860 °С 1 ч, масло + отпуск 300 °С, KCU = 0,21 МДж/м$^2$; *б* – закалка 860 °С 1 ч, масло + отпуск 200°С, KCU = 0,29 МДж/м$^2$

ВТМО снижает склонность высокопрочных сталей к необратимой отпускной хрупкости, в связи с чем после отпуска при 300 °С в изломах образцов, подвергнутых ВТМО, вместо межзеренных фасеток наблюдаются в основном фасетки квазискола и небольшое количество ямок (рис. 2, *в*).

После отпуска образцов, прошедших ВТМО при 200 °С, соответствующую максимальному уровню ударной вязкости, на поверхности излома зафиксировано повышенное количество участков, занятых ямками (рис. 2, *г*).

## Выводы

Проведенный комплекс исследований свидетельствует о том, что:

– получение высокопрочного состояния на стали 45ХН3МФСА с уровнем предела прочности 2400…2500 МПа недостижимо даже после проведения ВТМО;

– на сталях 55ХН3МФСА и 65ХН3МФСА достижение уровня прочности 2400…2500 МПа возможно после отпуска при 150 и 200 °С как после обычной закалки, так и после ВТМО. При этом ударная вязкость и пластичность сталей, прошедших ВТМО, находятся на вполне удовлетворительном уровне (δ = 9…13 %, ψ = 28…42 %, KCU = 0,40…0,46 МДж/м$^2$.

## Список литературы

1. *Вылежнев В.П., Коковякина С.А., Симонов Ю.Н. Сухих А.А.* Повышение характеристик надежности мартенситно-стареющей стали 03Н18К9М5Т путем создания структуры типа «Нанотриплекс» // МиТОМ. – 2010. – № 11. – С. 39–47.

2. *Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.* Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.

3. *Дементьев В.Б.* Перспективы применения совмещенных процессов деформации и термической обработки для обеспечения эксплуатационной надежности деталей // Сб. науч. труд. ОКТБ «Восход», г. Ижевск, Ижевский Механич. ин-т. – 1989. – № 1. – С. 3–16.

4. *Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О.* Выявление границ аустенитных зерен в сталях с мартенситной структурой методом окисления // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2008. – № 6. – С. 42–45.

**OBRABOTKA METALLOV**
(METAL WORKING • MATERIAL SCIENCE)
N 1(62), January – March 2014, Pages 6–13

## Achievement the strength level of 2400-2500 MPa in the ХН3МФС-type steels with different carbon contents

**Vylezhnev V.P.** [1], Ph.D. (Engineering), Associate Professor
**Suchyh A.A.** [2], Scientific Associate
**Simonov Y.N.** [1], D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: simonov@pstu.ru
**Dementev V.B.** [2], D.Sc. (Engineering)

[1]Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky pr., Perm, 614990, Russian Federation
[2]Institute of Mechanics Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 T. Baramzinoy st., Izhevsk, 426067, Russian Federation

Received 28 October 2013
Revised 20 December 2013
Accepted 10 January 2014

**Abstract**

The possibility of obtaining high strength of about 2400-2500 MPa is studied on the samples of high-purity steels 45ХН3МФСА, 55ХН3МФСА and 65ХН3МФСА melted in a vacuum induction furnace. Research efforts suggests that it is not possible to receive high strength of the steel 45ХН3МФСА even after high-temperature thermomechanical treatment (HTMT). It is possible to receive the strength level of 2400…2500 MPa on the steels 55ХН3МФСА and 65ХН3МФСА after tempering at 150 and 200 $^{o}$C each after quenching and HTMT. In this case the impact strength and plasticity steels after HTMT are at on quite a satisfactory level (δ = 9…13 %, ψ = 28…42 %, KCU = 0,40…0,46 MJ/m$^2$).

The study of the destruction mechanisms undertaken on the fractures of the impact samples showed that the reduction of impact strength of the samples after quenching and tempering at the temperatures in excess of 250 ° C is explained by activation of intergranular fracture, which is associated with the manifestation of irreversible temper brittleness. HTMT reduces the tendency of high-strength steels to irreversible temper brittleness, so after tempering at 300 ° C in the fractures of the samples subjected to HTMT facets of quasi-chip and pits are observed.

**Keywords**: high-clean steels ХН3МФС with different carbon contents, high-strength state, HTMT.

**References**


1. Vylezhnev V.P., Kokovjakina S.A., Simonov Yu.N. Suhih A.A. Povyshenie harakteristik nadezhnosti martensitno-starejushhej stali 03N18K9M5T putem sozdanija struktury tipa «Nanotripleks» [Elevation of reliability characteristics of maraging steel 03N18K9M5T by creating a “nanotriplex” – type structure]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2010, no. 11, pp. 39–47.
2. Kurdjumov G.V., Utevskij L.M., Jentin R.I. *Prevrashhenija v zheleze i stali* [Transformation in iron and steel]. Moscow, Nauka, 1977. 236 p.
3. Dement’ev V.B. *Perspektivy primenenija sovmeshhennyh processov deformacii i termicheskoj obrabotki dlja obespechenija jekspluatacionnoj nadezhnosti detalej* [Prospects of application of the combined processes of deformation and heat treatment to ensure the operational reliability of parts]. *Sbornik nauchnyh trudov OKTB «Voshod»* [Proceedings of the Experimental - Design and Technological Bureau “Voshod”]. Izhevsk, Izhevskij Mehanicheskij institute, 1989, no.1, pp. 3–16.
4. Bykova P.O., Zajac L.C., Panov D.O. *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov*, 2008, no. 6, pp. 42–45.