



DOI 10.5862/JEST.254.22

УДК 669.1.017:621.78:620.18

*В.И. Горынин, М.И. Оленин*

## **ДОПОЛНИТЕЛЬНОЕ СТАРЕНИЕ КАК СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ ХЛАДОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА**

*V.I. Gorynin, M.I. Olenin*

### **ADDITIONAL AGING AS A MEANS FOR INCREASING THE COLD RESISTANCE OF PEARLITIC STEELS**

Проведено комплексное исследование температурно-временных параметров и структурных изменений при старении термоулучшенной крепежной стали перлитного класса марки 25X1MФ. Установлено, что старение при температуре 450 °С после термического улучшения приводит к уменьшению параметра решетки феррита. Это обеспечивает снижение содержания углерода в ферритной матрице за счет выделения избыточного углерода в виде цементита и последующей коагуляции карбидных частиц. Показано, что старение при температуре 450 °С с выдержкой 5 час позволяет повысить хладостойкость исследуемой стали более чем в 2,5 раза. Критическая температура хрупкости стали 25X1MФ снижается от минус 15-17 °С до минус 43-45 °С, а ударная вязкость при температуре минус 20 °С повышается в 2,5-3 раза. Полученные экспериментальные результаты позволяют обосновать целесообразность проведения дополнительного старения для сталей исследованного класса.

СТАЛЬ; МИКРОСТРУКТУРА; МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА; ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА; ХЛАДОСТОЙКОСТЬ.

A comprehensive study of temperature-time parameters and structural changes during aging of pearlitic class steel 25KH1MF was carried out. It was found that aging at a temperature of 450 °C after heat improvement leads to a decrease of the lattice parameter of ferrite. This provides a reduction in carbon content in the ferritic matrix due to the allocation of excess carbon in the form of cementite and subsequent coagulation of carbide particles. It is shown that aging at a temperature of 450 °C with exposure for 5 hours allows to increase the cold resistance of the investigated steel by more than 2.5 times. The critical brittleness temperature of the 25KH1MF steel decreased from -15...-17 to -43...-45 °C, while impact strength increased by 2.5-3 times at a temperature of -20 °C.

STEEL; MICROSTRUCTURE; MECHANICAL PROPERTIES; HEAT TREATMENT; COLD RESISTANCE.

#### **Введение**

Развитие общего машиностроения неразрывно связано с использованием элементов оборудования из хладостойких сталей и сплавов. Известно, что при низких температурах количество поломок оборудования возрастает более чем в два раза [1]. Поэтому актуальна задача повышения хладостойкости конструкционных материалов для нагруженных крепежных деталей. Необходим новый подход к повышению хладостойкости сталей, в том числе используемых для крепежных резьбовых соединений, как, например, перлитная сталь марки 25X1MФ (ЭИ 10).

Известно, что для получения оптимальных прочностных и вязкопластических свойств конструкционные стали перлитного класса подвергают термическому улучшению — закалке и высокому отпуску. Однако, если эти стали имеют достаточно высокие прочностные и удовлетворительные пластические свойства, они могут

Итак, для повышения хладостойкости сталей, в том числе используемых для крепежных резьбовых соединений, как, например, перлитная сталь марки 25X1MФ (ЭИ 10), необходимо применять дополнительный метод старения. Известно, что для получения оптимальных прочностных и вязкопластических свойств конструкционные стали перлитного класса подвергают термическому улучшению — закалке и высокому отпуску. Однако, если эти стали имеют достаточно высокие прочностные и удовлетворительные пластические свойства, они могут

обладать пониженной хладостойкостью. Считается, что основная причина снижения хладостойкости сталей связана с их структурой [2–6], а именно – с наличием в структуре стали феррита, имеющего ОЦК-решетку. Известно, что металлы и сплавы с ОЦК- и ГПУ-решетками хладноломки [7], в то время как металлы и сплавы с ГЦК-решеткой – хладостойки.

Можно было бы предположить, что хладноломкость феррита, имеющего ОЦК-решетку, связана с малым количеством плоскостей спайности (скольжения), затрудняющих перемещение дислокаций. Однако в [8] показано, что в ОЦК-решетке скольжение осуществляется по плоскостям {110} и {112}, количество которых значительно больше, чем в ГЦК-решетке. Следовательно, точка зрения, объясняющая возможность снижения хладостойкости стали наличием ОЦК-решетки в матрице, содержащей феррит, не правомерна.

В [7] исследовали хладостойкость монокристалла особолистого железа зонной плавки. Было показано, что металл хладостоек до минус 269 °С. В [9] исследовали хладостойкость стали, содержащей 0,005 % углерода. Установлено, что ударные образцы, испытанные при температуре минус 100 °С при изгибе только деформировались, не разрушаясь. Таким образом, можно считать, что пересыщенный по углероду феррит хладостоек.

Охрупчивание перлитных сталей можно связать с тем, что, наряду с ферритом, в структуре стали присутствуют карбиды, в частности третичный цементит. Так, например, введение в сталь всего лишь 0,03 % углерода приводит к снижению хладостойкости стали [7]. Однако необходимо учитывать, что сталь без карбидов не обладает достаточной прочностью и, следовательно, не имеет широкого применения.

В связи с этим с целью повышения хладостойкости стали, содержащей достаточное количество углерода, необходимо обеспечить управление процессом карбидообразования, добиваясь коагуляции карбидной фазы.

В [10] показано, что проведение закалки стали от температур ниже точки  $A_{c1}$  (400–700 °С) после термического улучшения приводит к повышению твердости на 20–30 %. Авторы [10] связывают возрастание твердости с раствором в феррите третичного цементита. Увеличение

твердости стали, несомненно, приводит к снижению ее хладостойкости.

Следовательно, охрупчивание сталей перлитного класса может быть также связано с пересыщением ферритной матрицы по углероду.

Предложенная нами технология термической обработки феррито-перлитной стали типа 09Г2С [11] за счет проведения после термического улучшения дополнительной термической обработки старения при температуре 450 °С с охлаждением на воздухе позволила сместить критическую температуру хрупкости (КТХ)  $T_{k0}$  на 20–30 °С в область более низких температур [11]. Особенность такой дополнительной термической обработки – в том, что во время старения при температуре 450 °С с выдержкой 3–10 ч протекают два процесса: выделение из ферритной матрицы углерода и коагуляция выделившихся карбидов цементитного типа.

Цель работы – исследовать влияние на хладостойкость высокопрочной крепежной стали 25Х1МФ дополнительной термической обработки – старения после термического улучшения.

#### Методика и материалы исследования

Для исследования влияния температурно-временных параметров дополнительного старения на хладостойкость сталей перлитного класса использовали кольцевые поковки из крепежной стали марки 25Х1МФ производства ЗАО ВМЗ «Красный Октябрь»  $\varnothing=130 \times 30 \times 120$  мм (заготовки для гаек) и круглые поковки  $\varnothing 100$  мм (заготовки для шпилек). Химический состав стали следующий (в масс. %):

C.....	0,24
Si.....	0,24
Mn.....	0,54
S.....	0,011
P.....	0,010
Cr.....	1,66
Ni.....	0,26
V.....	0,19
Mo.....	0,3
Fe.....	ост.

Металлографические исследования проводили путем изготовления и травления микрошлифов, полученных из образцов после испытаний на ударный изгиб, с использованием

комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы АТМ. Для выявления микроструктуры применялось химическое травление шлифов в течение 2–3 сек. спиртовым раствором азотной кислоты:  $\text{HNO}_3$  – 4 мл,  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$  – 96 мл. Для металлографических исследований применяли световой металлографический микроскоп «UNIMET SERIESMR», оснащенный цифровой камерой EPSON 3100Z.

Качественный анализ структурно-фазового состояния исследуемых сталей состоял в выявлении методами оптической металлографии, оценке и классификации основных структурных составляющих и их характерных элементов.

Количественный анализ структурно-фазового состояния исследуемых сталей включал в себя следующее:

оценку относительной доли основных структурных составляющих;

определение размеров характерных структурных элементов.

При количественной аттестации структурно-фазового состояния использовали металлографический комплекс, оснащенный программой «Image Expert Professional 3.0», которая служила графическим анализатором двумерных изображений металлографических структур.

Рентгеноструктурный качественный фазовый анализ проводили на дифрактометре Rigaku

ULTIMA IV с обрабатывающим комплексом PDXL.

Ударную вязкость определяли на образцах 11 типа по ГОСТ 9454-78 при температурах от минус 50 до плюс 20 °С. Оценка механических свойств стали при статических испытаниях на растяжение выполнялась на пятикратных стандартных образцах по ГОСТ 1497-84 [12].

### Результаты экспериментальных исследований

Традиционные режимы закалки и отпуска не позволяют в полной мере обеспечить максимально высокие значения хладостойкости сталей перлитного класса. Повышение хладостойкости стали может быть достигнуто за счет оптимизации ее структуры.

Согласно термокинетической диаграмме (рис. 1) в процессе распада аустенита от температур 900–880 °С с учетом унифицированных кривых охлаждения центра в масле материал при охлаждении после закалки в масле мог приобрести мартенситную или бейнитную структуру в зависимости от диаметра. В частности, в центре заготовок диаметром 30 и 100 мм после закалки могла образоваться бейнитная структура (см. рис. 1). Как будет показано далее, металлографические исследования подтвердили данное предположение (рис. 2).

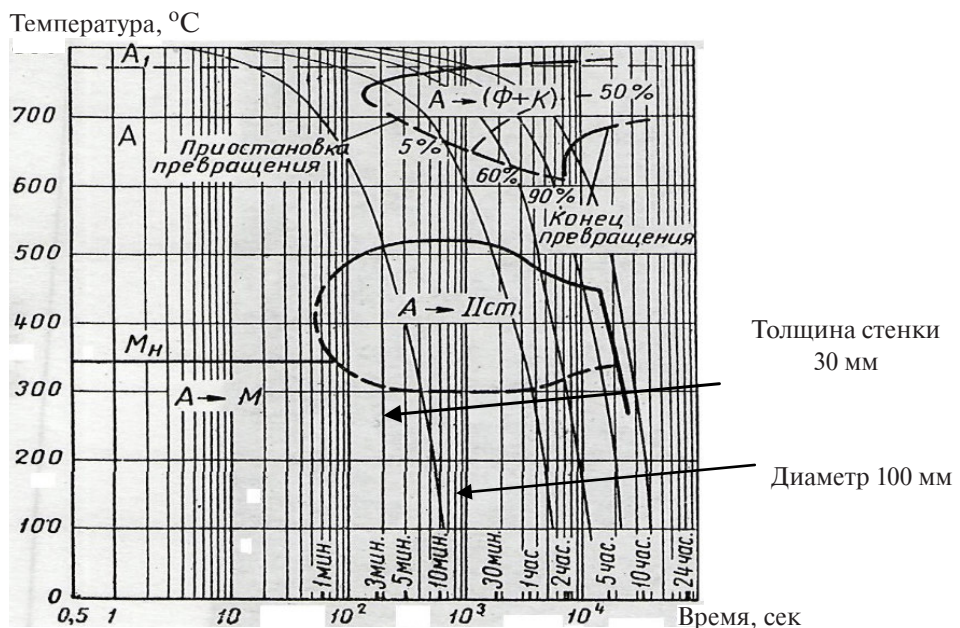


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма стали марки 25Х1МФ

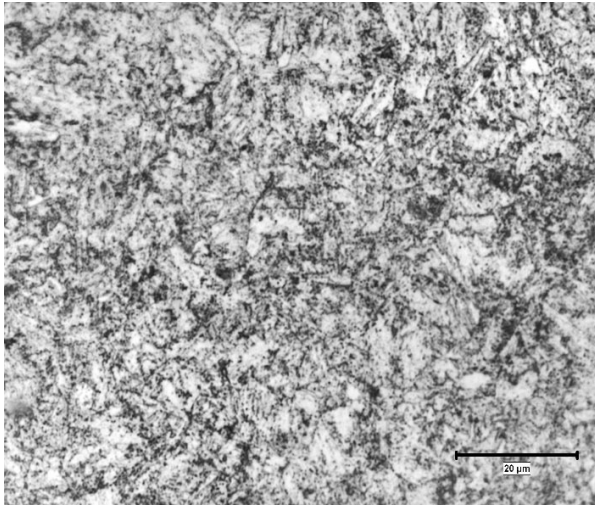


Рис. 2. Микроструктура центра заготовки  $\varnothing \times 30$  мм из стали марки 25X1MФ ( $\sigma_{0,2} = 1030$  МПа) после закалки и высокого отпуска ( $\times 1000$ )

Режим окончательной термической обработки поковок включал закалку в масле от температуры 880–890 °С и отпуска при температуре 615–635 °С вместо 640 °С. Снижение температуры отпуска привело к возрастанию прочностных свойств. Так, предел текучести материала увеличился с 667 до 1030 МПа. После закалки и высокого отпуска сталь 25X1MФ приобрела сорбитообразную структуру (см. рис. 2). При этом значение ударной вязкости  $KCV^{20}$  составило 57 Дж/см<sup>2</sup>.

Дальнейшие исследования были направлены на разработку режима, обеспечивающего вы-

деление из ферритной матрицы углерода и коагуляцию выделившегося из феррита цементита.

Для этого после термического улучшения была проведена дополнительная обработка – старение стали при температуре 450 °С с выдержкой 3, 5 и 10 ч – и исследовано влияние режимов данной термической обработки на механические свойства, ударную вязкость и вязкую составляющую в изломе.

Результаты испытания образцов, вырезанных из заготовок под гайки ( $\varnothing = 130 \times 30 \times 120$  мм), представлены на рис. 3, 4. Как видно из рис. 3, 4, старение не оказывает существенного влияния на прочностные ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ) и пластические ( $\delta$ ,  $\psi$ ) свойства стали и резко повышает значения ударной вязкости.

Как видно из рис. 4, критическая температура хрупкости сместилась с минус 17 °С до минус 42 °С. Аналогично ударной вязкости изменилась и вязкая составляющая в изломе (рис. 4, б). Так, после термического улучшения 50 % вязкая составляющая соответствует минус 6 °С, а после дополнительного старения – минус 34 °С.

Таким образом, с учетом вязкой составляющей сдвиг  $T_{K0}$  в область более низких температур составил 25 °С. Из этих результатов следует, что данный режим термической обработки позволяет повысить  $KCV^{20}$  с 60 до 120 Дж/см<sup>2</sup>, то есть в два раза повысить хладостойкость стали даже при превышении максимально допустимого предела текучести (813 МПа по ГОСТ 23304-78) более чем на 25 %.

Механические свойства:

$\sigma_B$ , кгс/мм<sup>2</sup>;  $\sigma_T$ , кгс/мм<sup>2</sup>;  $\delta$ , %;  $\psi$ , %

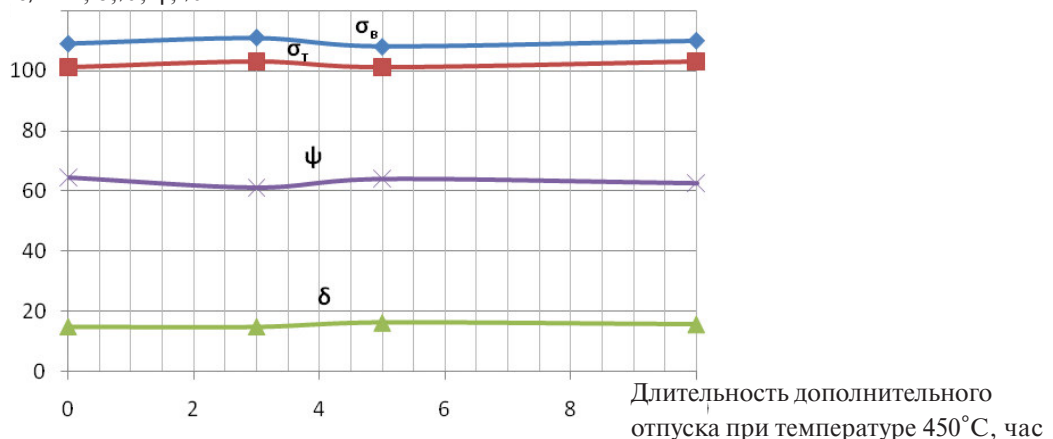


Рис. 3. Влияние дополнительного старения при температуре 450 °С на механические свойства стали марки 25X1MФ (основная термическая обработка на КП90 – закалка 890 °С, масло + отпуск 625 °С, воздух)

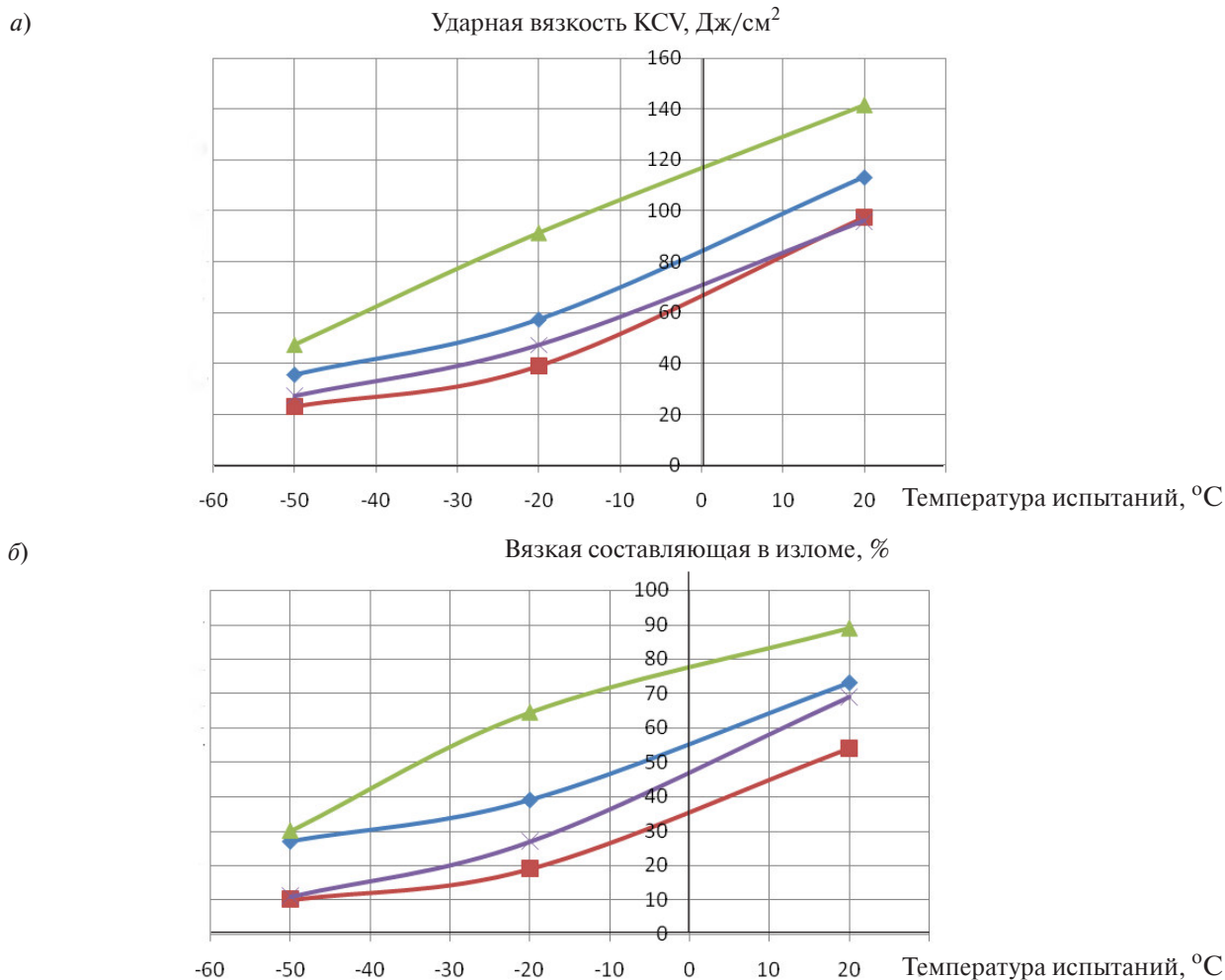


Рис. 4. Влияние старения ( — без термообработки; — 3 ч; — 5 ч; — 10 ч) при температуре 450 °С на ударную вязкость (а) и вязкую составляющую (б) стали марки 25Х1МФ (основная термическая обработка – закалка 890 °С, масло + отпуск 625 °С, воздух)

О степени обеднения ферритной матрицы по углероду в процессе старения можно судить и по изменению параметров кристаллической решетки феррита. Известно, что за счет обеднения матричного твердого раствора параметр решетки уменьшается [13, 14].

Как видно на рис. 5, сначала параметр решетки стали 25Х1МФ возрастает, а затем (выдержка 5 ч) – снижается. Увеличение параметра решетки при старении свыше 5 часов, по-видимому, можно связать с процессом предвыделения тугоплавких карбидов ванадия и молибдена.

На основании проведенного эксперимента можно утверждать, что старение при температуре 450 °С приводит к обеднению ферритной

фазы по углероду, что позволяет создать более стабильную структуру ферритной матрицы.

Далее в работе изучали закономерность процесса коагуляции карбидных фаз. Исследовали влияние длительности старения на размер и плотность выделившихся карбидов (рис. 6).

Установлено, что выделение карбидной массы в зависимости от длительности старения не однозначно. Первоначально плотность выделения карбидных фаз размером до 1 мкм возрастает (длительность 3 ч). В дальнейшем увеличение длительности старения приводит к снижению плотности выделений карбидов, а затем – к повторному их возрастанию. При этом минимальное количество карбидов размером до 1 мкм соответствует выдержке 5 ч.

Параметр кристаллической решетки, А

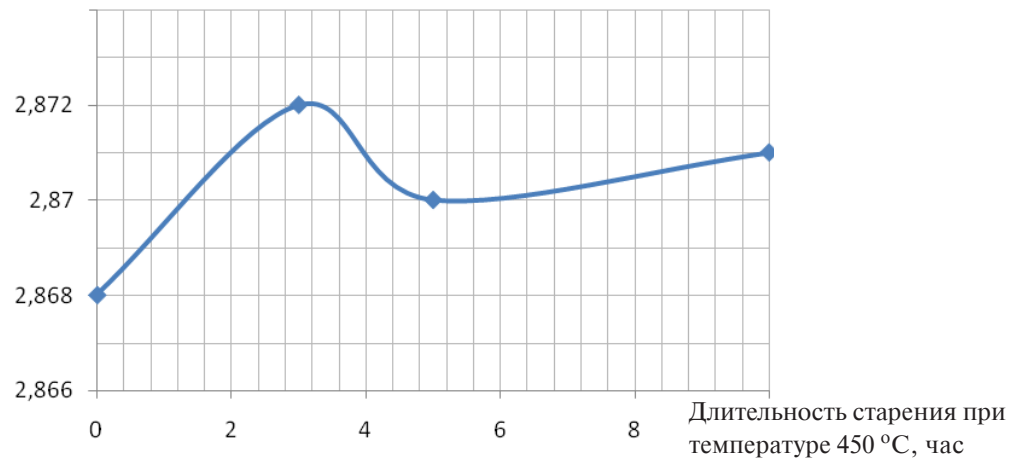


Рис. 5. Влияние длительности старения при температуре 450 °С на параметр кристаллической решетки

Доля случаев, %

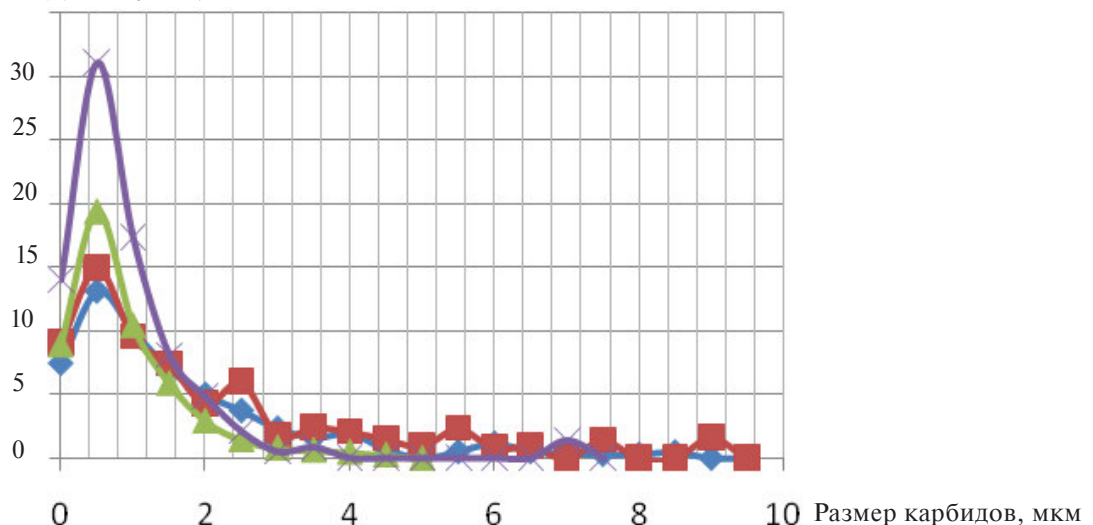


Рис. 6. Влияние длительности старения (—♦— 0; —■— 5; —▲— 10; —×— 3 час) на изменение размеров и плотности карбидной фазы в стали марки 25Х1МФ (основная термическая обработка на КП90 – закалка 890 °С, масло + отпуск 625 °С, воздух)

Полученные результаты указывают на то, что дополнительная термическая обработка – старение при температуре 450 °С с выдержкой 5 ч – приводит к коагуляции карбидной фазы. Повышение длительности старения свыше 5 ч, по-видимому, приводит к выделению тугоплавких карбидов ванадия и молибдена, на что указывает повторное увеличение количества карбидов размером менее одного микрона.

Аналогичное явление было обнаружено и для феррито-перлитной стали типа 09Г2С, когда с увеличением длительности старения (свыше 3 ч)

отмечался процесс коагуляции карбидных фаз. Таким образом, можно считать, что явление коагуляции карбидных фаз, вызванное выделением карбидов из пересыщенного феррита в результате старения при температуре 450 °С, присуще не только стали 25Х1МФ, но и другим сталям перлитного класса.

Наряду с исследованием влияния старения на хладостойкость тонкостенных кольцевых поковок из стали 25Х1МФ толщиной 30 мм (заготовки для гаек), были проведены исследования по влиянию старения на металл более

крупных поковок Ø100 мм (заготовки для шпилек), термообработанных на КП70 ( $\sigma_{0,2} \geq 667$  МПа). С учетом наиболее высоких значений по хладостойкости стали после старения при температуре 450 °С с выдержкой 5 ч, полученных на кольцевых поковках толщиной 30 мм, был проведен аналогичный режим старения на поковках Ø100 мм.

Результаты исследования влияния старения на хладостойкость стали 25Х1МФ, представлены на рис. 7–10. Видно, что старение позволило на поковках Ø100 мм, как и в случае кольцевых поковок толщиной 30 мм, повысить хладостойкость стали 25Х1МФ. Так, если  $T_{k_0}$  для поковок Ø100 мм в исходном состоянии с учетом вязкой составляющей составила минус 15 °С, то после старения она составила минус 45 °С. При этом КТХ, вязкая составляющая, характеризующая

вязко-хрупкое состояние стали по виду излома ( $B = 50\%$ ), также сместилась с минус 8 до минус 25 °С.

Как видно из рис. 8,а, КТХ по КСВ сместилась с минус 15 до минус 45 °С. Аналогично изменилась и вязкая составляющая в изломе (рис. 8,б).

Так, после термического улучшения 0 % вязкая составляющая соответствует минус 6 °С, а после старения – минус 34 °С.

Таким образом, с учетом вязкой составляющей сдвиг  $T_{k_0}$  в область более низких температур составил ~30 °С. Следовательно, данный режим позволяет повысить  $KCV^{20}$  с 40 до 140 Дж/см<sup>2</sup>, то есть в три раза повысить хладостойкость крепежной стали, имеющей предел текучести 800 МПа.

Можно считать, что выполненное после термического улучшения дополнительное старение

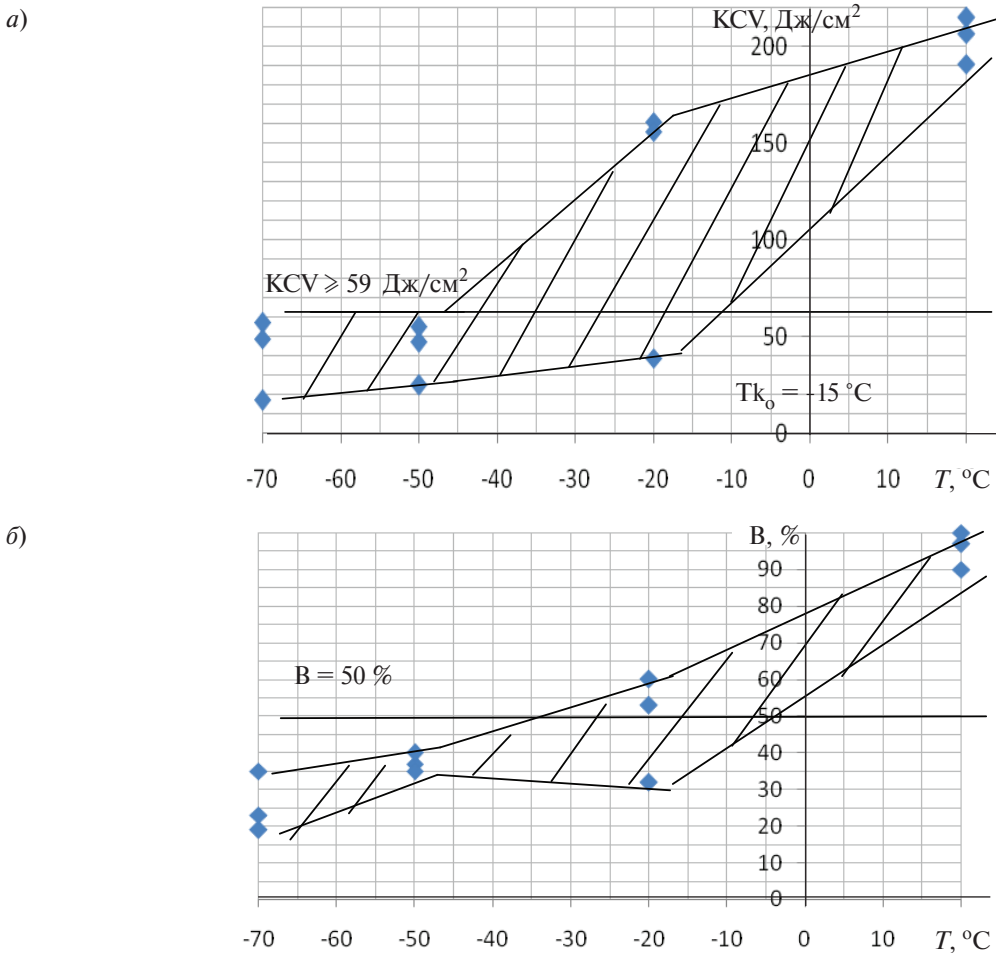


Рис. 7. Изменение ударной вязкости (а) и вязкой составляющей (б) металла поковок диаметром 100 мм из стали 25Х1МФ в зависимости от температуры испытаний (основная термическая обработка – закалка 890 °С, масло + отпуск 640 °С, воздух)

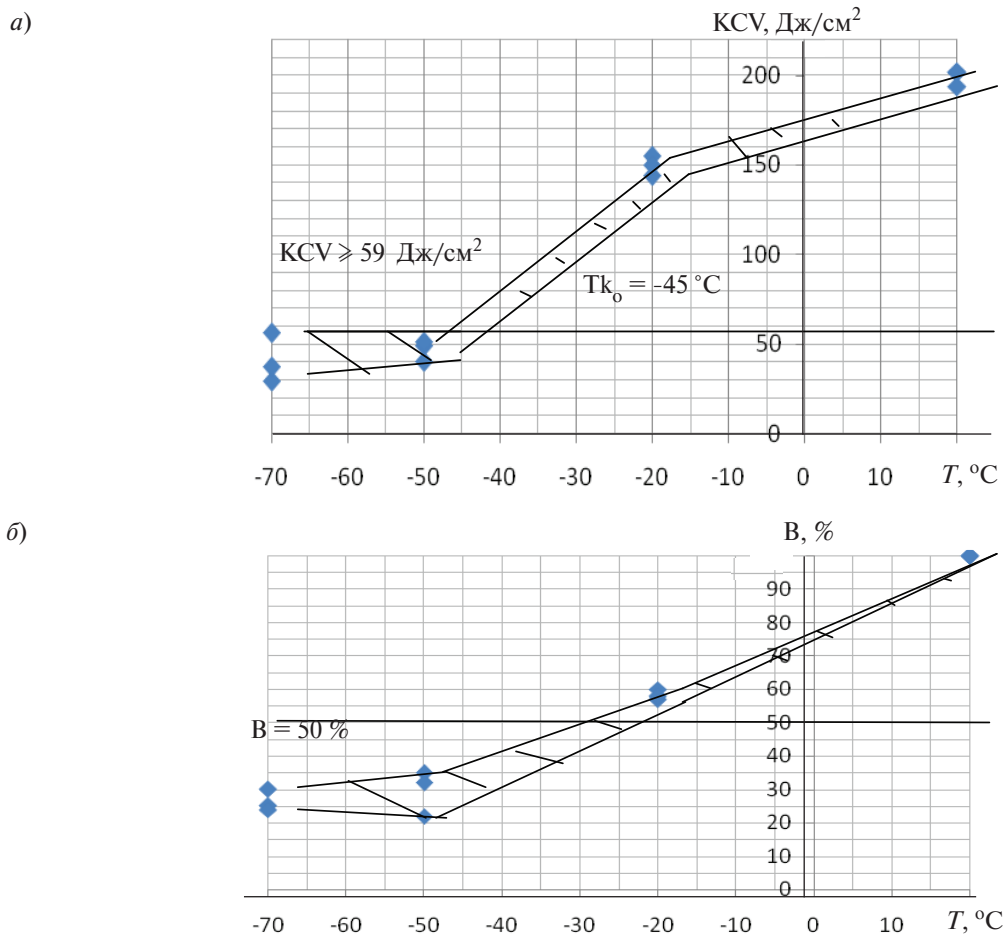


Рис. 8. Влияние старения при температуре 450 °С длительностью 5 ч на ударную вязкость (а) и вязкую составляющую (б) стали марки 25Х1МФ (основная термическая обработка – закалка 890 °С, масло + отпуск 640 °С, воздух)

при температуре 450 °С позволяет понизить температуру  $T_{k_0}$  с минус 15–17 °С до минус 43–45 °С и повысить в 2,5–3,0 раза ударную вязкость стали при температуре минус 20 °С, обеспечив высокую хладостойкость крепежной стали марки 25Х1МФ.

### Выводы

Показано, что старение сталей перлитного класса при температуре 450 °С после термического улучшения приводит к уменьшению параметра решетки феррита, обеспечивая снижение содержание углерода в ферритной матрице за счет выделения избыточного углерода в виде

цементита и последующей коагуляции карбидных частиц.

Установлено, что старение при температуре 450 °С позволяет сместить критическую температуру хрупкости  $T_{k_0}$  с минус 15–17 °С до минус 43–45 °С и повысить в 2,5–3 раза ударную вязкость стали марки 25Х1МФ при температуре минус 20 °С, обеспечив ее высокую хладостойкость.

Показано, что наличие большого количества плоскостей скольжения в ОЦК-решетке способствует повышению хладостойкости сталей с обедненной по углероду ферритной матрицей.



## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ларионов В.П.** Сварка и проблемы вязко-хрупкого перехода. Новосибирск: Изд-во РАН, 1998. 593 с.
2. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости разрушению сталей перлитного класса за счет микро- и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнительном отпуске // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 42–48.
3. **Фукус М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю.** Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 36–38.
4. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 10 (700). С. 22–29.
5. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И., Рогожкин В.В.** Концепция карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 10 (712). С. 32–38.
6. **Хайдоров А.Д., Кондратьев С.Ю.** Формирование структуры стальных отливок, полученных методом литья по газифицируемым моделям, при последующей термической обработке // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 12. С. 3–9.
7. **Солнцев Ю.П., Титова Т.И.** Стали для Севера и Сибири. СПб.: Химиздат, 2002. 352 с.
8. Разрушение. Т. 6 Разрушение металлов / Пер. с англ. под ред. М.Л. Бернштейна. М.: *Металлургия*, 1976. 496 с.
9. **Новиков И.И., Розин К.М.** Кристаллография и дефекты кристаллической решетки. М.: *Металлургия*, 1990. 336 с.
10. **Солнцев Ю.П., Ермаков Б.С.** Ресурс материалов из низкотемпературных конструкций. СПб.: Химиздат, 2006. 236 с.
11. *Металловедение и термическая обработка стали и чугуна* / Под ред. Гудцова Н.Т., Бернштейна М.Л. и Рахштадта А.Г. М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1956. 1204 с.
12. **Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов: учебное пособие / М-во образования и науки Российской Федерации, Санкт-Петербургский гос. политехнический ун-т. СПб, 2011. 128 с.
13. **Патент № 2427653.** Способ производства листового проката из низкоуглеродистых феррито-перлитных сталей / Оленин М.И., Бережко Б.И., Быковский А.И., Стольный В.И., Михайлов-Смолянков М.С. // Опубликовано 27.10.2010 г. Бюл. № 30.
14. **Перкас М.Д., Кардонский В.М.** Высокопрочные мартенситно-старяющие стали. М.: *Металлургия*, 1970. 224 с.

## REFERENCES

1. **Larionov V.P.** Svarka i problemy vyazko-khrupkogo perekhoda. Novosibirsk: Izd-vo RAN, 1998. 593 s.
2. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I.** Povysheniye soprotivlyayemosti razrusheniyu staley perlitnogo klassa za schet mikro- i nanostrukturnoy transformatsii karbidnoy fazy pri dopolnitelnom otpuske. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2013. № 2. S. 42–48. (rus.)
3. **Fuks M.D., Zelenin Yu.V., Kondratyev S.Yu.** Issledovaniye kachestva metalla tolstostennykh trub iz korrozionno-stoykikh staley. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2012. № 2. S. 36–38. (rus.)
4. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I.** Povysheniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskom vozdeystvii na morfologiyu karbidnoy fazy. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 22–29. (rus.)
5. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Yu., Olenin M.I., Rogozhkin V.V.** Kontseptsiya karbidnogo konstruirovaniya staley povyshennoy khladostoykosti. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 10 (712). S. 32–38. (rus.)
6. **Khaydorov A.D., Kondratyev S.Yu.** Formirovaniye struktury stalnykh otlivok, poluchennykh metodom litya po gazifitsiruyemykh modelyam, pri posleduyushchey termicheskoy obrabotke. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2014. № 12. S. 3–9. (rus.)
7. **Solntsev Yu.P., Titova T.I.** Stali dlya Severa i Sibiri. SPb.: KХimizdat, 2002. 352 s.
8. Razrusheniye. T. 6 Razrusheniye metallov / Per. s angl. pod red. M.L. Bernshteyna. M.: *Metallurgiya*, 1976. 496 s. (rus.)
9. **Novikov I.I., Rozin K.M.** Kristallografiya i defekty kristallicheskoy reshetki. — M.: *Metallurgiya*, 1990. 336 s. (rus.)
10. **Solntsev Yu.P., Yermakov B.S.** Resurs materialov iz nizkotemperaturnykh konstruksiy. SPb.: KХimizdat, 2006. 236 s. (rus.)
11. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka stali i chuguna* / Pod red. Gudtsova N.T., Bernshteyna M.L. i Rakhshadta A.G. M.: Gosudarstvennoye nauchno-tekhnicheskoye izdatelstvo literatury po chernoy i tsvetnoy metallurgii, 1956. 1204 s. (rus.)

12. **Kondratyev S.Yu.** Mekhanicheskiye svoystva metallov: uchebnoye posobiye / M-vo obrazovaniya i nauki Rossiyskoy Federatsii, Sankt-Peterburgskiy gos. politekhnicheskij un-t. SPb, 2011. 128 s. (rus.)

13. **Patent № 2427653.** Sposob proizvodstva listovogo prokata iz nizkouglerodistykh ferrito-perlitnykh staley

/ Olenin M.I., Berezhko B.I., Bykovskiy A.I., Stolnyy V.I., Mikhaylov-Smolnyakov M.S. // Opublikovano 27.10.2010g., *Byul. № 30.*

14. **Perkas M.D., Kardonskiy V.M.** Vysokoprochnostnyye martensitno-stareyushchiye stali. M.: Metallurgiya, 1970. 224 s. (rus.)

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

**ГОРЫНИН Владимир Игоревич** – доктор технических наук профессор начальник лаборатории Центрального научно-исследовательского института конструкционных материалов «Прометей».

191015, Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49.

E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

**GORYNIN Vladimir I.** – Central Research Institute of Structural Materials “Prometej”.

49 Shpalernaya Str., St. Petersburg, Russia; 191015.

E-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

**ОЛЕНИН Михаил Иванович** – кандидат технических наук доцент старший научный сотрудник Центрального научно-исследовательского института конструкционных материалов «Прометей».

191015, Санкт-Петербург, Шпалерная ул., 49.

E-mail: 1951vika@mail.ru

**OLENIN Mikhail I.** – Central Research Institute of Structural Materials “Prometej”.

49, Shpalernaya Str., St. Petersburg, Russia, 191015.

E-mail: 1951vika@mail.ru