

DOI 10.8562/JEST.214.15  
УДК 669.1.017:621.78:620.18

*В.И. Горынин, В.И. Стольный,  
М.И. Оленин, Т.С. Цветкова*

## **ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА КАЧЕСТВО ЛИСТОВЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СТАЛИ 10X15H9C3B1-Ш (ЭП302-Ш)**

*V.I. Gorynin, V.I. Stolny,  
M.I. Olenin, T.S. Cvetkova*

## **INFLUENCE OF TECHNOLOGY FACTORS ON THE QUALITY OF SHEET PREPARATIONS FROM 10CR15NI9SI3NB1-SH (EP302-SH) STEEL**

Разработана новая технология горячей пластической деформации и термической обработки листового проката толщиной от 20 до 200 мм из стали марки 10X15H9C3B1-Ш (ЭП302-Ш). Пояснена актуальность повышения качества листовых заготовок из стали ЭП302-Ш, применяемой в атомном энергомашиностроении. Изучены структура и свойства стали на разных стадиях технологического процесса изготовления заготовок. Предложенная технология термической обработки с прокатного нагрева листового проката толщиной от 20 до 120 мм из стали 10X15H9C3B1-Ш позволяет исключить из технологического процесса стадию термической обработки в печах, что повышает прочностные свойства, снижает стоимость заготовок, расход энергоносителей и благоприятно влияет на окружающую среду.

ЛИСТОВОЙ ПРОКАТ; СТАЛЬ; МИКРОСТРУКТУРА; МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА; ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА.

The new technology of hot plastic deformation and heat treatment of sheet hire from 20 to 200 mm thick from steel 10Cr15Ni9Si3Nb1-SH (EP302-SH) is developed. Relevance of improvement of the quality of sheet preparations from the EP302-SH steel applied in nuclear power plant engineering is shown. The structure and mechanical properties of steel at different stages of technological process of production of preparations are studied. It is shown that the offered technology of heat treatment from rolling heating of sheet hire from 20 to 120 mm thick from steel 10H15N9S3B1-SH allows to exclude from the technological process a stage of heat treatment in furnaces that increases strength properties, reduces the cost of preparations, the expense of energy carriers, favorably influencing the environment.

SHEET HIRE, STEEL, MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES, HEAT TREATMENT.

### **Введение**

Потребление электрической энергии увеличивается опережающими темпами по сравнению с другими видами энергии. Основными источниками получения электрической энергии являются тепловые электростанции, работающие на углеводородах, гидроэлектростанции и атомные энергетические установки (АЭУ).

При эксплуатации АЭУ с реакторами разного типа — ВВЭР и на быстрых нейтронах — можно осуществить замкнутый цикл использования

ядерного топлива с заметным уменьшением количества ядерных отходов высокой активности. К тому же на АЭУ, в которых для поддержания цепных реакций деления ядер используются быстрые нейтроны, как правило в качестве охлаждающей среды используется свинец и его сплавы, что позволяет повысить температуру пара и КПД установки. Накоплен опыт строительства и эксплуатации АЭУ, где в качестве теплоносителя используется жидкий натрий, к перспективным относятся АЭУ с использованием жидкого свин-

ца или сплава свинца с висмутом. Использование в качестве теплоносителя свинца и его сплавов позволяет повысить рабочие температуры до 500–550 °С. Благодаря высокой температуре кипения, инертности по отношению к воде и воздуху, низкому запасу потенциальной энергии разогретого теплоносителя, в таких АЭУ практически исключены аварии, которые могут возникнуть на ВВЭР и установках с натриевым теплоносителем (БН-600, БН-350 и т. д.).

Разработаны конструкции установок АЭУ с жидкометаллическим теплоносителем на основе свинца, пригодные для промышленной эксплуатации (БРЕСТ-300, СВБР-100).

Перспективным материалом для изготовления конструкций АЭУ с жидкометаллическим теплоносителем на основе свинца является сталь аустенитного класса марки 10X15H9C3B1 (ЭП302), содержащая в структуре до 10 % об. δ-феррита. Коррозионная стойкость стали марки 10X15H9C3B1 при контакте с жидкометаллическим теплоносителем на основе свинца с заданным содержанием кислорода обусловлена образованием на поверхности окисных пленок с повышенным содержанием хрома и кремния, которые практически не растворяются в теплоносителе при рабочих температурах до 550 °С. Опыт использования данной марки стали в транспортных АЭУ показал ее высокую надежность в эксплуатации [1]. Накоплен опыт изготовления проката для транспортных установок АЭУ с жидкометаллическим теплоносителем из слитков развесом только до 3 т. В то же время для изготовления конструкций перспективных стационарных АЭУ на быстрых нейтронах с теплоносителем на основе свинца требуется листовой прокат толщиной 20–200 мм. Для изготовления такого проката требуются слитки развесом до 30 т.

Необходимо учитывать, что с увеличением развеса слитков увеличивается химическая неоднородность по объему слитка и снижается качество полуфабрикатов. В связи с этим требуется разработка технологий, обеспечивающих получение проката заданной толщины и требуемого качества.

Целью нашей работы — разработка технологии изготовления листового проката из стали марки 10X15H9C3B1 толщиной от 20 до 200 мм шириной до 2300 мм и длиной до 8000 мм из слитков массой до 30 т.

### Методика и материалы исследования

В соответствии с требованиями конструкторской документации для обеспечения свариваемости и эксплуатационной надежности содержание ферритной фазы должно составлять 2–10 % объемн. [2, 3].

По диаграмме Шеффлера было рассчитано содержание элементов, необходимое для получения заготовок с ферритной фазой около 2 %, на основании чего определили требуемый химический состав и выплавляли металл для выполнения работы. Фактический химический (плавочный) состав исследованной стали 10X15H9C3B1-Ш(ЭП302-Ш), %, следующий:

C .....	0,09
Mn .....	0,62
P .....	0,011
S .....	0,003
Cr .....	15,12
Ni .....	8,72
Nb .....	0,85
Si .....	2,61

Металлографические исследования стали 10X15H9C3B1-Ш 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 электрохимическое травление шлифов в 10 %-м водном растворе щавелевой кислоты. Для металлографических исследований применяли световой металлографический микроскоп UNIMET SERIESMR, оснащенный цифровой камерой EPSON 3100Z. Величину зерна оценивали по ГОСТ 5639–82.

Определение механических свойств и ударной вязкости проводили на металле в состояниях после аустенизации и аустенизации с последующим тепловым старением при температуре 750 °С с выдержкой 1 час по стандартным методикам [4]. Ударную вязкость ( $KCV^{+20}$ ) стали определяли на образцах II типа по ГОСТ 9454–78 при температуре плюс 20 °С. Вырезку проб и образцов для механических испытаний осуществляли по ГОСТ 7564–97. Определение механических свойств при растяжении проводили на пяти кратных стандартных образцах при температуре + 20 °С по ГОСТ 1497–84, а при повышенной температуре (+ 550 °С) по ГОСТ 9651–84.

### Результаты экспериментальных исследований

Для получения металла повышенной чистоты сталь была подвергнута электрошлаковому переплаву. После выплавки в электродуговой печи отливали кузнечные восьмигранные слитки. Для получения электродов цилиндрической формы слитки подвергались механической обработке. После электрошлакового переплава были получены слитки диаметром 1100 и 1300 мм массой соответственно 18 и 30 т.

Слитки ЭШП по сравнению со слитками, отлитыми в изложницы, имеют более развитую дендритную структуру в приповерхностных слоях из-за ускоренного теплоотвода водоохлаждаемыми стенками кристаллизатора. При этом в приповерхностных слоях за счет зональной ликвиции обнаруживается повышенное количество  $\delta$ -феррита. Стали, имеющие двухфазную структуру как при комнатной температуре, так и при температуре горячей деформации, характеризуются пониженной пластичностью по сравнению со сталями в однофазном состоянии [5–11]. Аустенитная и ферритная фазы в отдельности обладают достаточно высокими пластическими свойствами при повышенных температурах, что способствует деформируемости слитков и заготовок. Однако при горячей деформации стали, в которой присутствуют обе структурные составляющие одновременно, деформация проходит главным образом за счет фазы с меньшим сопротивлением деформации (в данном случае за счет ферритной фазы). По-

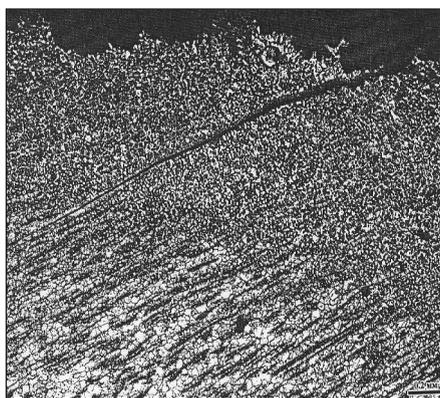


Рис. 1. Распределение  $\delta$ -феррита по глубине подповерхностной зоны листа из стали 10X18H10T ( $\times 50$ )

этому ферритная фаза подвергается более значительным локальным деформациям и перенапряжениям, чем аустенитная, в результате чего происходит локальное разрушение частиц  $\delta$ -феррита в объеме деформируемого тела. Эти очаги разрушения развиваются и далее, но уже и за счет другой фазы.

При таком исчерпании пластичности, как правило, материал разрушается по составляющим ферритной фазы или по границам раздела двух структурных составляющих. Более низкие прочностные свойства феррита особенно при одноосных или двухосных растягивающих напряжениях могут приводить к образованию дефектов в виде трещин по линии границы между  $\delta$ -ферритом и аустенитом.

В то же время возможность образования разрывов неодинакова и для разных частей слитка, так как количества  $\delta$ -феррита в дендритах и прослойках между ними сильно различаются [12].

Ферритная составляющая в аустенитно-ферритной стали при высоких температурах менее прочна, и в процессе горячей пластической деформации при наличии растягивающих напряжений могут образоваться дефекты в виде трещин по линии раздела между дендритами.

Так как механизм образования дефектов при горячей деформации одинаков для всех марок аустенитно-ферритных коррозионностойких сталей, для иллюстрации использованы данные металлографических исследований, выполненных на листах стали марки 10X18H10T (рис. 1).

На микрошлифе видно, что содержание ферритной фазы возрастает в поверхностных слоях, при этом образование дефектов идет по ферритной фазе.

Систематических исследований по распределению содержания ферритной фазы в сечении слитков массой 10 т и выше, а также в заготовках, отлитых на установках полунепрерывной разливки, для стали марки 10X15H9C3B1-Ш (ЭП302-Ш) до сих пор не проводили. Поэтому отсутствие данных по характеру распределения ферритной фазы по объему слитков, разлитых в изложницы, непрерывнолитых слябов, а также слитков ЭШП и ВДП не позволяет прогнозировать появление на заготовках в процессе горячей пластической деформации дефектов, которые зачастую не совпадают с общепринятыми представлениями о пластичности.

Механизм образования дефектов при горячей деформации в двухфазных сталях одинаков для всех марок стали и зависит только от фактического содержания ферритной фазы по сечению заготовки.

Дефекты на заготовках в процессе горячей деформации, как правило, образуются в зонах с повышенным уровнем растягивающих напряжений. Схема образования таких дефектов приведена на рис. 2.

Одним из важных этапов технологического процесса изготовления крупногабаритных листов является ковка цилиндрических слитков ЭШП стали марки 10X15H9C3B1-Ш (ЭП302-Ш) диаметром 1100 мм (18 т) и 1300 мм (30 т) в брамы размерами  $700^{+50} \times 900 - 1400 \times 3000^{+500}$  мм,

которые используются в качестве заготовок для прокатки листов.

Ковка производилась в плоских бойках на прессах усилием 3200 тс и 12000 тс. Температурный интервал ковки был 1200–900 °С.

При ковке на поверхности брам было отмечено образование продольных и поперечных трещин (рис. 3). Расположение трещин аналогично представленному на рис. 2 и совпадает с распределением дендритов в слитке и направлением растягивающих напряжений, возникающих при ковке цилиндрических заготовок в плоских бойках. Как правило, зонами концентрации напряжений в листах при изменении формы брамы являются переходы боковых граней к плоскости.

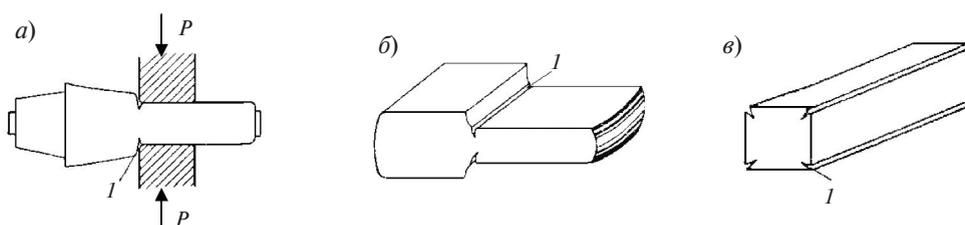


Рис. 2. Схема образования поперечных (а, б) и продольных (в) дефектов типа трещин (I) при ковке слитков из сталей с ферритной фазой

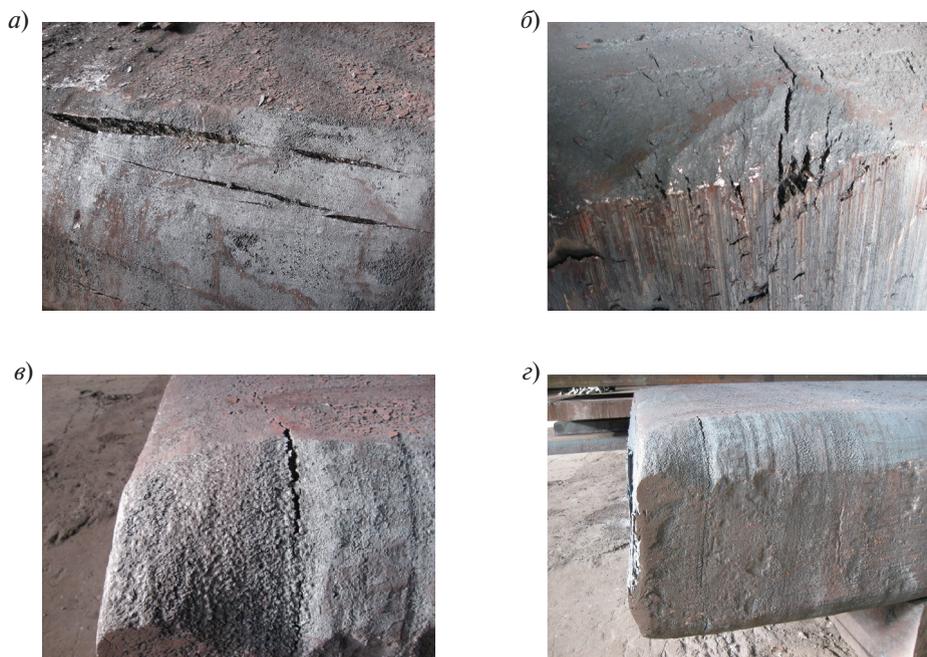


Рис. 3. Вид дефектов на поверхности брамы: а — продольные трещины на кромках; б — трещины на торце; в — трещины в зоне перехода от торца к поверхности; г — поперечная трещина

Отметим, что на броне, откованной из слитка ЭШП диаметром 1300 мм, дефектов образовалось значительно больше, чем на броне, полученной ковкой слитка ЭШП диаметром 1100 мм.

Глубина трещин на броне, откованной из слитка диаметром 1100 мм, не превышала 30 мм, а на броне, откованной из слитка диаметром 1300 мм, доходила до 70 мм.

Следует также отметить, что при ковке аналогичных цилиндрических заготовок на круг в комбинированных бойках, где схема деформации близка к напряженному состоянию всестороннего сжатия, образовывалось значительно меньше трещин.

#### **Прокатка и термическая обработка листов толщиной от 20 до 200 мм**

Для получения листов с качественной поверхностью все поверхностные дефекты брам были выбраны перед посадкой на нагрев механическим путем на глубину от 30 до 50 мм. Более глубокие единичные дефекты были удалены местной зачисткой. Таким образом, полностью были удалены слои с повышенным содержанием ферритной фазы.

В связи с тем, что условия нагрева под прокатку для сталей различных структурных классов могут отличаться иногда существенно, то их для удобства разделяют на группы по нагреву\* (по методике завода ОМЗ «Спецсталь»):

##### *Группа I*

Ст.Зсп, Ст.10 — Ст.20, 20К, 22К, 22К-Ш, 22К-ВД

##### *Группа II*

10Х2М, 10Х2М1ФБ, 10Х2М1ФБ-ВД;

16ГНМА;

09Г2С, 15ГС;

10Г2НМФА, 10ГН2МФА, 15Х2НМФА, 12Х2МФА — 25Х2МФА;

25Х3МФА, 12ХМ, 12МХ, 15Х2НМ1ФА;

15Х3НМФА;

10ХСНД, 15ХСНД

##### *Группа III*

08Х18Н10Т, 12Х18Н10Т, 10Х18Н9, 03Х16Н9М2;

10Х17Н13М2Т, 10Х17Н13М3Т, 08Х16Н11М3

##### *Группа IV*

06Х12НЗД

##### *Группа V*

08Х13

\* *Примечание:* классификация групп марок сталей по нагреву заготовок приведена вне зависимости от способа выплавки и степени чистоты металла по примесям.

Деление на группы обусловлено главным образом тем, что вес садки печи составляет ~ 200 т, и зачастую не удается набрать на полную садку заготовок одной марки стали.

Сталь марки 10Х15Н9СЗБ1-Ш (ЭП302-Ш) по режимам нагрева была отнесена к III группе. В III группу включены все стали аустенитно-ферритного класса с содержанием δ-феррита в структуре от 1 до 10 % объемн., что совпадает с классификацией ГОСТ 5632–72.

Нагрев брам перед прокаткой проводили до температуры  $(1250 \pm 10)^\circ\text{C}$  с выдержкой в течение 13–15 часов в камерной газовой печи с выкатным подом совместно с заготовками других марок стали 3-й группы.

Прокатка механически обработанных брам в листы прошла удовлетворительно, получены листы практически без поверхностных дефектов.

После прокатки листы были подвергнуты термической обработке.

Термическая обработка стали аустенитного класса производится по режиму: нагрев до температуры 1050–1080 °С; охлаждение в воде или на воздухе.

Современные прокатные станы имеют в своем составе оборудование для термической обработки заготовок в потоке стана.

Для получения сравнительных данных по влиянию режимов термической обработки была проведена термическая обработка листов толщиной от 20 до 120 мм с прокатного нагрева и листов толщиной 200 мм по классической схеме.

Термическая обработка листового проката толщиной 20, 50 и 120 мм в потоке стана «5000» проводилась по следующей технологии: прокатка заготовок до заданных размеров; охлаждение заготовок в спрейерной установке до температуры менее 100 °С и далее на воздухе.

Термическая обработка листового проката толщиной 200 мм осуществлялась по следующей технологии: охлаждение после прокатки до температуры окружающей среды; нагрев в термической печи до температуры 1050–1080 °С; выдержка при данной температуре 2,0–2,2 мин/мм; охлаждение на воздухе.

Механические испытания металла проводили после аустенизации и термического старения на поперечных образцах, изготовленных из проб, отобранных с обеих сторон каждого листа. Термическое старение при температуре 750 °С

с выдержкой 1 час выполнялось с целью оценки стабильности стали при длительной эксплуатации при температуре 500–550 °С.

Следует отметить, что для материалов, используемых в атомной энергетике, референтными являются значения ударной вязкости образцов с острым надрезом (KCV). В связи с этим определяли, наряду с механическими свойствами, ударную вязкость на образцах с острым надрезом.

Результаты определения прочностных характеристик после термической обработки и повторных нагревов приведены на рис. 4 и 5. Ре-

зультаты определения пластических свойств представлены на рис. 6 и 7. Результаты определения ударной вязкости после термической обработки и теплового старения приведены на рис. 8.

Анализ представленных на рис. 4–7 результатов испытаний механических свойств листовых заготовок при комнатной температуре показал:

условный предел текучести образцов, вырезанных из листового проката толщиной 20–120 мм, различается не более чем на 16 %;

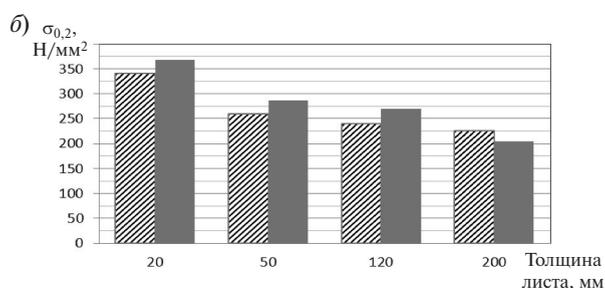
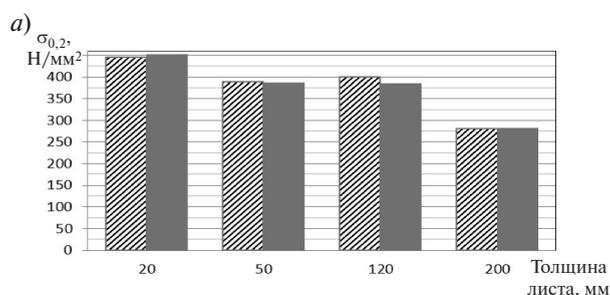


Рис. 4. Влияние повторных нагревов на условный предел текучести:

▨ — аустенизация; ■ — аустенизация + тепловое старение (а — испытание при 20 °С; б — при 550 °С)

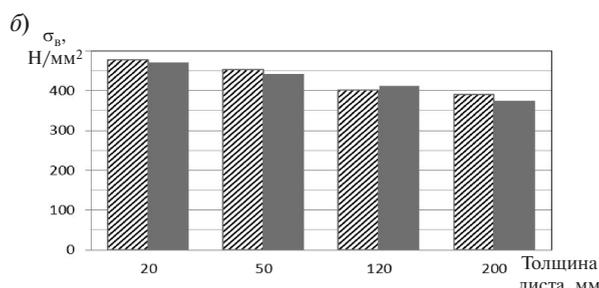
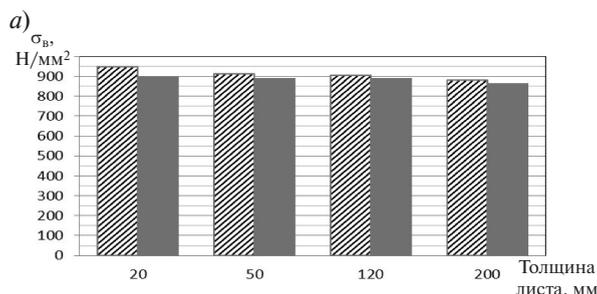


Рис. 5. Влияние повторных нагревов на временное сопротивление разрыву:

▨ — аустенизация; ■ — аустенизация + тепловое старение (а — испытание при 20 °С; б — при 550 °С)

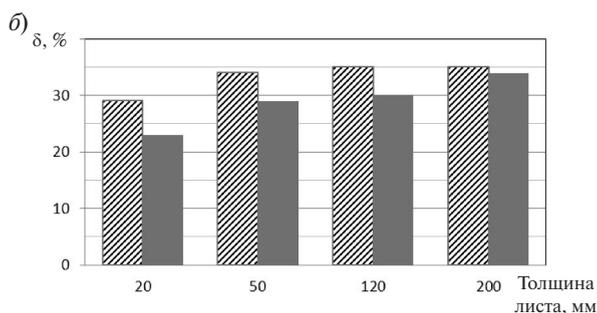
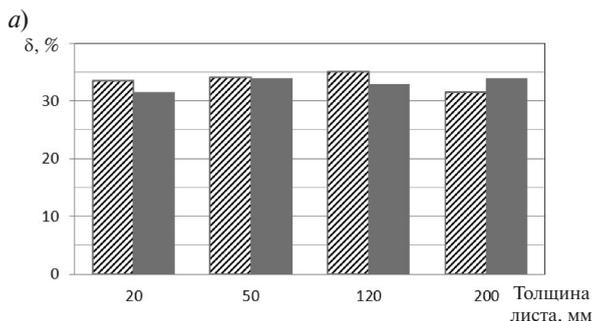


Рис. 6. Влияние повторных нагревов на относительное удлинение:

▨ — аустенизация; ■ — аустенизация + тепловое старение (а — испытание при 20 °С; б — при 550 °С)

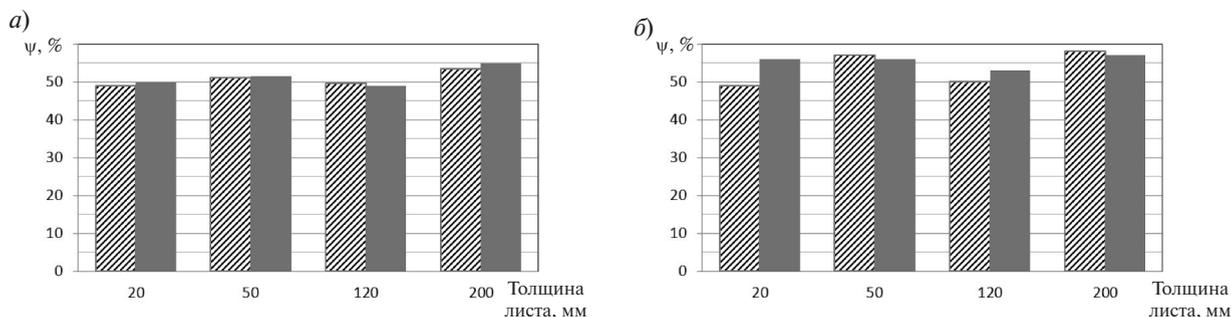


Рис. 7. Влияние повторных нагревов на относительное сужение:

▨ — аустенизация; ■ — аустенизация + тепловое старение (а — испытание при 20 °С; б — при 550 °С)

условный предел текучести образцов, вырезанных из листового проката толщиной 20 и 200 мм, различается на 40 %;

менее существенны различия по временному сопротивлению разрыву, которые не превышают 9 %;

различия по пластическим свойствам (относительное удлинение и сужение) не значительны и не превышают 10 %.

Анализ представленных на рис. 4–7 результатов испытаний механических свойств листовых заготовок при температуре 550 °С показал, что тенденция изменения механических свойств после нагрева на 550 °С аналогична тенденции изменения свойств образцов, испытанных при комнатной температуре. Можно лишь отметить, что значение временного сопротивления разрыву снизилось почти в 2 раза, а условного предела текучести — на 32 %. При этом изменение пластических свойств незначительно и не превышает 10 %.

Анализ представленных на рис. 8 результатов испытаний ударной вязкости листовых загото-

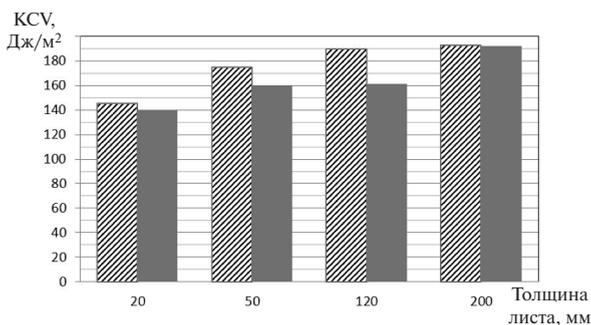


Рис. 8. Влияние повторных нагревов на ударную вязкость ( $KCV^{+20}$ ):

▨ — аустенизация; ■ — аустенизация + тепловое старение (а — испытание при 20 °С; б — при 550 °С)

вок при комнатной температуре показал, что значения ударной вязкости листового проката толщиной от 20 до 200 мм различаются не более чем на 30 %.

Более высокие значения прочностных свойств на заготовках, прошедших термообработку в потоке стана с прокатного нагрева, чем на заготовках после термической обработки в печи как в состоянии после термической обработки, так и после теплового старения, можно объяснить различным размером зерна листового проката. Так, если размер зерна листового проката толщиной 20 мм соответствовал 8–9-му баллу по ГОСТ 5639–82, то размер зерна листового проката толщиной 200 мм — 2–3-му баллу.

Формирование в стали такой микроструктуры можно связать как с различной степенью деформации проката, так и последующей рекристаллизацией металла. Так, если для листов толщиной 20 мм общая степень деформации составляла 30 крат, то для листов 200 мм не превышала 4-х крат. Кроме того, на размер зерна листов толщиной 200 мм оказал влияние и нагрев в термической печи для проведения аустенизации, в результате которого, по-видимому, произошла собирательная рекристаллизация [13], в то время как аустенизация листового проката толщиной 20–120 мм проходила с прокатного нагрева.

### Выводы

Разработана технология изготовления листовых заготовок в толщинах 20–200 мм шириной до 2300 мм и длиной до 8000 мм из стали марки 10X15H9C3B1-Ш (ЭП302-Ш) из слитков ЭСП массой до 30 т.

Установлено, что удаление с промежуточных заготовок дефектных поверхностных слоев и сло-



ев с повышенным содержанием  $\delta$ -феррита позволяет при горячей деформации исключить образование поверхностных дефектов в виде трещин.

Установлено, что заготовки, подвергнутые аустенизации с прокатного нагрева, имеют показатели прочностных свойств значительно выше, чем у листовых заготовок, прошедших термическую обработку в термических печах. При этом показатели пластических свойств и ударной вязкости листовых заготовок после

таких режимов термической обработки различаются незначительно.

Технология термической обработки с прокатного нагрева листового проката толщиной от 20 до 120 мм из стали марки 10X15H9C3B1-Ш позволяет исключить из технологического процесса стадию термической обработки в печах, что повышает прочностные свойства, снижает стоимость заготовок, расход энергоносителей и благоприятно влияет на окружающую среду.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Карзов Г.П., Каштанов А.Д., Марков В.Г. Коррозионно-механическая прочность сталей с  $\gamma$ - и  $\alpha$ -решеткой в контакте с жидкометаллическим теплоносителем на основе свинца // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С. 315–328.
2. Медовар Б.И. Сварка хромоникелевых аустенитных сталей. М.: Машгиз, 1954. 175 с.
3. Николаев Ю.К., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю. Влияние структуры металла шва на характер разрушения сварных соединений аустенитных сталей // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2011. № 2(123). С. 229–237.
4. Кондратьев С.Ю. Механические свойства металлов: учебное пособие. СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2011. 128 с.
5. Азбукин В.Г., Горьнин В.И., Павлов В.Н. Перспективные коррозионностойкие стали для оборудования и трубопроводов АЭС. СПб.: Изд-во ЦНИИ КМ «Прометей», 1997. 118 с.
6. Чернявская С.Г., Красикова С.И., Суламейко А.В. Изменение дельта-феррита в стали 1X16H4B при гомогенизации // МиТОМ. 1972. № 9. С. 66–67.
7. Оленин М.И., Павлов В.Н., Быковский Н.Г. [и др.]. Влияние гомогенизации на хладостойкость высокопрочной стали марки 07X16H4B // Вопросы материаловедения. 2009. № 2 (58). С. 33–37.
8. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб.: Наука, 2006. 363 с.
9. Горьнин 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.
10. Горьнин 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.
11. Горьнин 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.
12. Дзугутов М.Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Металлургия, 1977. 480 с.
13. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.

### REFERENCES

1. Karzov G.P., Kashtanov A.D., Markov V.G. Korroziionno-mekhanicheskaya prochnost staley s  $\gamma$ - i  $\alpha$ -reshetkoy v kontakte s zhidkometallicheskim teplonositelem na osnove svintsya [Corrosion and mechanical durability of steels with  $\gamma$ - and  $\alpha$ -crystal lattice in contact with the liquid-metallic heat carrier on the basis of lead]. *Voprosy materialovedeniya*. 2009. № 3 (59). S. 315–328. (rus.)
2. Medovar B.I. Svarka khromonikelevykh austenitnykh staley. [Welding of chromium-nickel austenitic steels]. M.: Mashgiz, 1954. 175 s. (rus.)
3. Nikolayev Iu.K., Zelenin Iu.V., Kondratyev S. Iu. Vliyaniye struktury metalla shva na kharakter razrusheniya svarnykh soyedineniy austenitnykh staley [Influence of structure of a seam metal on nature of destruction of austenitic steels welded connections]. *St. Petersburg State Politechnic University Journal*. St. Petersburg: SPbGPU Publ. 2011. № 2(123). S. 229–237. (rus.)
4. Kondratyev S. Iu. Mekhanicheskiye svoystva metall-ov: uchebnoye posobiye. [Mechanical properties of metals: manual]. SPb.: Politekh. un-ta, 2011. 128 s. (rus.)
5. Azbukin V.G., Gorynin V.I., Pavlov V.N. Perspektivnyye korroziionnostoykiye stali dlya oborudovaniya i truboprovodov AES. [Perspective corrosion-resistant steels for the equipment and pipelines of

nuclear elktrostantsions]. SPb.: TsNII KM «Prometej», 1997. 118 s. (rus.)

6. **Chernyavskaya S.G., Krasikova S.I., Sulameyko A.V.** Izmeneniye delta-ferrita v stali 1Kh16N4B pri gomogenizatsii [Change of delta ferrite in steel 1H16N4B at homogenization]. *MiTOM*. 1972. № 9. S. 66–67. (rus.)

7. **Olenin M.I., Pavlov V.N., Bykovskiy N.G. [i dr.]**. Vliyaniye gomogenizatsii na khladostoykost vysokoprochnoy stali marki 07Kh16N4B [Influence of homogenization on cold resistance of high-strength 07H16N4B steel]. *Voprosy materialovedeniya*. 2009. № 2 (58). S. 33–37. (rus.)

8. **Kolbasnikov N.G., Kondratyev S.Iu.** Struktura. Entropiya. Fazovyye prevrashcheniya i svoystva metallov. [Structure. Entropy. Phase transformations and properties of metals]. SPb.: Nauka, 2006. 363 s. (rus.)

9. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Iu., Olenin M.I.** Povysheniye soprotivlyayemosti razrusheniyu staley perlitnogo klassa za schet mikro- i nanostrukturnoy transformatsii karbidnoy fazy pri dopolnitelnom otpuske [Increase of resilience to destruction of a perlite class steels due to micro and nanostructural transformation of a carbide

phase at additional tempering]. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2013. № 2. S. 42–48. (rus.)

10. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Iu., Olenin M.I.** Povysheniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskom vozdeystvii na morfologiyu karbidnoy fazy [Raising the Resistance of Pearlite and Martensitic Steels to Brittle Fracture Under Thermal Action on the Morphology of the Carbide Phase]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 22–29. (rus.)

11. **Gorynin V.I., Kondratyev S.Iu., Olenin M.I., Rogozhkin V.V.** Kontseptsiya karbidnogo konstruirovaniya staley povyshennoy khladostoykosti [The concept of carbide designing of steels with improved cold resistance]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 10 (712). S. 32–38. (rus.)

12. **Dzugutov M.Ia.** Plasticheskaya deformatsiya vysokolegirovannykh staley i splavov. Izd. 2-ye, pererab. i dop. [Plastic deformation high-alloyed steels and alloys. Edit. 2]. M.: Metallurgiya, 1977. 480 s. (rus.)

13. **Novikov I.I.** Teoriya termicheskoy obrabotki metallov. [Theory of heat treatment of metals]. M.: Metallurgiya, 1986. 480 s. (rus.)

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**ГОРЫНИН Владимир Игоревич** — доктор технических наук профессор начальник лаборатории № 24 ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей»; 191015, ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, Россия; z1dehy97@mail.wplus.net

**СТОЛЬНЫЙ Виктор Иванович** — кандидат технических наук старший научный сотрудник металлургической лаборатории ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей»; 191015, ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, Россия; metlabprom@mail.ru

**ОЛЕНИН Михаил Иванович** — кандидат технических наук, доцент, старший научный сотрудник лаборатории металловедения ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей»; 191015, ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, Россия; 1951vika@mail.ru

**ЦВЕТКОВА Татьяна Сергеевна** — инженер 2-й категории металлургической лаборатории ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей»; 191015, ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, Россия; Tanechkina@mail.ru

#### AUTHORS

**GORYNIN Vladimir I.** — FSUE Central Research Institute of Structural Materials «Prometej»; 191015, Shpalernaya Str. 49, St. Petersburg, Russia; e-mail: z1dehy97@mail.wplus.net

**STOLNIY Viktor I.** — FSUE Central Research Institute of Structural Materials «Prometej»; 191015, Shpalernaya Str. 49, St. Petersburg, Russia; e-mail: metlabprom@mail.ru

**OLENIN Mihail I.** — FSUE Central Research Institute of Structural Materials «Prometej»; 191015, Shpalernaya Str. 49, St. Petersburg, Russia; e-mail: 1951vika@mail.ru

**CVETKOVA Tatyana S.** Central Research Institute of Structural Materials «Prometej». 49, Shpalernaya Str., St. Petersburg, Russia, 191015. E-mail: Tanechkina@mail.ru