

6
A-63

Министерство высшего и среднего специального
образования РСФСР

Тульский политехнический институт

Б.А.ГУСЕВ

**ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ИЗМЕНЕНИЕ
СОСТАВА СТАЛИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ
СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРЫ ЖЕЛЕЗОБЕТОНА ПРОТИВ КОРРОЗИОННОГО
РАСТРЕСКИВАНИЯ**

Диссертация написана на русском языке

Специальность 05.320 - Металловедение и термическая
обработка металлов

А в т о р е ф е р а т
диссертаций на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Тула - 1971

Министерство высшего и среднего специального
образования РСФСР

Тульский политехнический институт

Б.А.ГУСЕВ

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И ИЗМЕНЕНИЕ
СОСТАВА СТАЛИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ
СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРЫ ЖЕЛЕЗОБЕТОНА ПРОТИВ КОРРОЗИОННОГО
РАСТРЕСКИВАНИЯ

Диссертация написана на русском языке
Специальность 05.320 – Металловедение и термическая
обработка металлов

А в т о р е ф е р а т
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Тула - 1971



Работа выполнена на кафедре металловедения и термической обработки металлов Тульского политехнического института и в центральной лаборатории коррозии научно-исследовательского института бетона и железобетона Госстроя СССР.

Научные руководители - доктор технических наук,
профессор КРИШТАЛ М.А.;
доктор технических наук
АЛЕКСЕЕВ С.Н.

Официальные оппоненты - доктор технических наук
АЖОГИН Ф.Ф.;
кандидат технических наук
БЕЛКИН К.Н.

Ведущая организация - Институт качественных сталей
ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина.

Автореферат разослан "18 ноября" 1971 г.

Защита диссертации состоится " " 1971 г.
на заседании ученого совета механико-технологического
факультета Тульского политехнического института (Тула,
проспект Ленина, 92).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института.

Ученый секретарь совета
кандидат технических наук, доцент И.А.КЛУСОВ.

Повышение стойкости напрягаемой арматуры железобетона против коррозии под напряжением является важнейшей задачей в связи с тем, что этот вид коррозии обычно присущ высокопрочной стали, из которой в настоящее время изготавливают арматуру. Работа ответственных железобетонных конструкций в агрессивной среде обуславливает необходимость проведения исследований с целью повышения стойкости высокопрочной напрягаемой арматуры к коррозии под напряжением и выяснения условий и областей безопасного применения арматурных конструкций. Из числа таких исследований, выполненных за последние годы, можно отметить работы С.Н.Алексеева и Э.А.Гуревича, Рема, Ленарта и др., а также ряд исследований влияния субструктуры стали, технологии ее обработки и других факторов на стойкость против коррозионного растрескивания (Ф.Ф.Ажогин, С.Г.Веденкин, Л.А.Гликман, Г.В.Карпенко, М.А.Криштал, В.Б.Романов, А.В.Рябченков, Наттинг, Робертсон, Свонн, Тетельман, Томас, Троманс и др.).

В Тульском политехническом институте под руководством М.А.Криштала и Я.И.Ярхина проводятся исследования коррозионного растрескивания стали под напряжением и разработки коррозионностойких арматурных сталей.

В основу проволонных изысканий способов повышения стойкости стали против коррозии под напряжением были положены современные представления о механизме коррозионного растрескивания и факторах, влияющих на этот процесс, а также данные о металлургической природе изучаемых марок стали.

Основными задачами исследования являются:

1. Уточнение методики испытания высокопрочной стержневой арматуры на коррозию под напряжением.

2. Сравнительная оценка стойкости против коррозионного растрескивания высокопрочной арматурной стали классов А1У ($\sigma_s = 90 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{0.2} = 60 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_5 = 6\%$).

* Использована классификация арматурных сталей по прочности (ГОСТ 5781 - 61, ГОСТ 10884 - 64) с механическими характеристиками для каждого класса не ниже указанных в скобках.

АУ ($\sigma_s = 105 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{qs} = 80 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_s = 7\%$) и термически упрочненной арматуры классов АтІУ ($\sigma_s = 90 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{qs} = 60 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_s = 8\%$), АтУ ($\sigma_s = 100 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{qs} = 80 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_s = 7\%$) и АтУІ ($\sigma_s = 120 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{qs} = 100 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_s = 8\%$), выпускаемой отечественной промышленностью.

3. Изучение влияния различных факторов - легирования, вида и режимов термической обработки, повторного нагрева при электротермическом предварительном натяжении арматуры железобетона, величины рабочих напряжений, предварительных коррозионных поражений - на стойкость арматуры против коррозионного растрескивания. Определение структурных особенностей зарождения и распространения коррозионных трещин.

4. Разработка рационального легирования арматурной стали и термической обработки с целью существенного увеличения ее стойкости против коррозии под напряжением.

Диссертация состоит из введения, пяти глав, рекомендаций и общих выводов, 20 таблиц, 65 иллюстраций, 142 библиографических ссылок и имеет объем 177 стр.

В первой главе дается обзор основных теоретических и экспериментальных исследований по коррозии металлов под напряжением и рассматриваются существующие способы повышения стойкости высокопрочных сталей.

Анализ работ по коррозии под напряжением, в частности, высокопрочных арматурных сталей, а также по их производству и применению позволяет следующим образом охарактеризовать состояние вопроса.

Состав стали и факторы технологической обработки (электротермическое упрочнение, упрочнение с прокатного нагрева, включая ВТМО, повторный электроконтактный нагрев в процессе натяжения до $400 - 450^\circ\text{C}$ и т.п.) напрягаемых арматурных сталей гарантируют получение и сохранение необходимой их прочности и пластичности, но не обеспечивают достаточной стойкости против хрупкого разрушения в результате коррозии под напряжением. Поэтому такие стали в предварительно напряженном железобетоне применяют с ограничениями.

Хрупкое разрушение напряженных высокопрочных сталей происходит в средах, в которых процессы коррозии сильно локализованы. В зависимости от характера среды сталь разрушается по механизму коррозионного растрескивания, в связи с водородным охрупчиванием и другими причинами.

Структурное состояние стали оказывает существенное влияние на стойкость арматуры. Чем больше нестабильность фаз, из которых состоит сталь, тем выше ее склонность к коррозии. Границы зерен имеют менее упорядоченную структуру и повышенную собственную энергию по сравнению с объемом зерна. Коррозионное (анодное) поражение стали обычно локализуется в приграничных частях зерен.

Наименее стойкими против коррозионного растрескивания и водородного охрупчивания являются стали, содержащие мартенсит, характеризующийся значительными искажениями кристаллической решетки. Крупнозернистые стали более склонны к растрескиванию под напряжением, чем мелкозернистые.

Растрескивание высокопрочных сталей в коррозионной среде происходит при действии только растягивающих напряжений. Остаточные напряжения, возникшие при механической или термической обработке, налагаемые на приложенные извне, существенно влияют на стойкость стали.

Степень влияния легирующих элементов и примесей на склонность стали к коррозионному растрескиванию определяется ее индивидуальными свойствами и видом предварительной механической и термической обработки.

Ограничения в использовании высокопрочной арматуры для железобетонных конструкций, работающих в агрессивных средах, необходимость тщательного проектирования, изготовления и защиты конструкций, как показала отечественная и зарубежная практика, снижают их экономическую эффективность и не гарантируют от случаев внезапного разрушения при неблагоприятном сочетании свойств стали, конструкции и внешних условий эксплуатации. Очевидно, что наибольшая надежность и экономическая эффективность могут

быть достигнуты при повышении стойкости стали к коррозионному растрескиванию.

Длительную коррозионную прочность арматурных сталей можно повысить при уменьшении размера зерна аустенита перед закалкой, повышении чистоты выплавленной стали, связывании отдельных примесей в малорастворимые и труднодиссоциирующие соединения (нитриды, интерметаллы и пр.), легировании элементами, образующими пассивирующие пленки на границах зерен и субструктуры, и при применении режимов термической обработки, повышающих структурную стабильность стали и обеспечивающих равномерное распределение примесей.

Во многих работах отмечается существенная роль электрохимического механизма в появлении первичных продуктов коррозии обычно в местах выхода границ зерен на внешнюю поверхность изделия, являющихся концентраторами напряжений и инициаторами зарождения и распространения коррозионных трещин. Последние оказываются заполненными продуктами коррозии, проникновение которых вглубь трещины связано с химическими реакциями между железом и другими компонентами стали и агрессивными веществами, проникающими в трещины в связи с капиллярными явлениями и диффузией. Бóльший по сравнению со сталью удельный объем продуктов коррозии обеспечивает наличие растягивающих напряжений у острия трещин, что совместно с концентрацией напряжений от внешней нагрузки обуславливает их рост и процесс растрескивания.

Во второй главе описывается методика исследования и дается описание разработанных и построенных установок для испытаний на коррозию под напряжением натуральных образцов стержневой арматуры.

Для исследования деталей процесса зарождения и развития коррозионных трещин применен металлографический метод. Микроанализ областей локализации и распространения по элементам микроструктуры коррозионных трещин проводили на микроскопе МИМ-8. На приборе ПМТ-3 исследовали изменение микротвердости в области образовавшихся коррозионных тре-

щин. Для выявления механизма увеличения стойкости стали против коррозионного растрескивания после специальной термообработки применена электронная микроскопия на просвет и на репликах.

Исследовали опытно-промышленные и промышленные плавки стали Криворожского, Макеевского, Чер.повецкого и Енакиевского металлургических заводов. Разработанные в настоящей работе стали повышенной стойкости выплавливали в цеховых условиях на опытном заводе ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина и Макеевском металлургическом заводе.

Высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) арматурной стали проводили в процессе прокатки на установках Криворожского и Череповецкого металлургических заводов, а также Ревякинского металлопрокатного завода; электротермоупрочнение - на установке ЭТУ-1 Щекинского опытно-экспериментального завода.

Механические свойства арматуры определяли в соответствии с ГОСТ 12004 - 66. Химический анализ проводили в ЦЭЛ Новотульского металлургического завода. Пробы отбирали в соответствии с ГОСТ 7565 - 66.

Сравнительные ускоренные испытания на стойкость против коррозии под напряжением проводили в кипящем нитратном растворе состава (в весовых частях): азотнокислого кальция - 600, азотнокислого аммония - 50, воды - 350. Этот состав электролита широко применяется для испытаний углеродистых и низколегированных сталей на их склонность к межкристаллитному коррозионному растрескиванию (например, нормы Штальвайзен 1860-61, ФРГ). Известно, что ряд основных факторов (состояние структуры, величина зерна, режимы термической обработки, легирование), несмотря на различие механизмов разрушения, может оказывать аналогичное влияние на стойкость стали как в средах, вызывающих коррозионное растрескивание, так и в средах, способствующих водородному охрупчиванию арматуры. Это позволило при разработке стойких против коррозии под напряжением сталей за счет специальной термообработки и легирования ограни-

чиваться в настоящей работе проверкой их на коррозионное растрескивание. Полученные результаты характеризуются хорошей повторимостью и, как это следует из работ, проводимых во многих лабораториях в Советском Союзе и за рубежом, приемлемы для оценки склонности арматуры к коррозионному растрескиванию в конструкциях.

Натурные коррозионные испытания проводили в естественных атмосферных условиях промышленного предприятия (НТМЗ) при содержании в воздухе (в миллиграммах на куб. метр)

SO_2 - 0,24 - 4,12 ; H_2S - 0,014 - 0,135; окислов азота в пересчете на N_2O_5 - 0,01 - 3,35; CO_2 - 7,0 - 42,0 и пыли - 0,09 - 2,44.

Были разработаны и построены рычажные установки для исследования на коррозию под напряжением в нитратном растворе натуральных образцов стержневой арматуры диаметром 10 - 14 мм при одноосном растяжении силой до 20 т и о автоматическим регулированием температуры (в интервале +25 - +120°C) с точностью ± 1 - 2°C, при концентрации электролита и фиксации времени до разрушения образца.

Для массовых сравнительных ускоренных и натуральных коррозионных испытаний арматуры созданы и применены простейшие рычажные устройства для определения сравнительной стойкости арматурных сталей диаметром 10 - 16 мм при изгибе стержней. В опытах использовали образцы общей длиной 400 - 500 мм и рабочей длиной 170 мм. База ускоренных испытаний составляла 400, а в некоторых случаях 800 часов.

Основным критерием стойкости против коррозионного растрескивания служило время до разрушения образцов; дополнительным - изменение механических свойств образцов арматуры в зависимости от времени испытания. Испытуемые образцы сравнивали по времени до растрескивания T в зависимости от расчетных напряжений σ_a , и в частности при напряжении на уровне расчетного сопротивления R_a , и по особенностям кривой в координатах $\lg T - \sigma_a$.

В третьей главе описаны результаты испытаний сравнительной стойкости высокопрочных промышленных арматур-

ных сталей марок 80С, 20ХГ2Ц, 23Х2Г2Ц, Ст3, Ст5, 35ГС, 18ГС и 20ГС. Рассматриваются вопросы влияния вида, режима термообработки и предварительной атмосферной коррозии на коррозионное растрескивание.

Все испытанные стали ($\sigma_s \geq 90$ кгс/мм²) в состоянии поставки независимо от способа производства в той или иной степени склонны к хрупкому коррозионному разрушению.

Сталь марки 35ГС класса АIII ($\sigma_s = 60$ кгс/мм²) в состоянии поставки устойчива против коррозионного растрескивания ($T > 300$ час при $\sigma_a = \sigma_s$). При указанных выше параметрах испытания незначительно снижаются предел прочности (до 1,3%), условный предел текучести (до 5%) и более существенно - относительные удлинения при разрыве δ_s и δ_r (соответственно на 8,5 и 20%). У ненапряженных образцов за 300 час кипячения в нитратном растворе механические характеристики не снижаются. Упрочнение стали марки 35ГС вытяжкой на 4,5% вызывает появление значительной склонности к коррозионному растрескиванию ($T = 49 + 72$ час при $\sigma_a = \sigma_s$). Еще больше эта склонность проявляется у термически обработанной арматуры из рассматриваемой стали.

Показано, что с уменьшением растягивающих напряжений стойкость стали увеличивается. Величина критического напряжения, ниже которого растрескивание резко замедляется и, возможно, не представляет опасности, зависит от состава стали, вида арматуры и характера термообработки.

Напряжения, ниже которых время до растрескивания резко увеличивается, существенно меньше величины расчетных напряжений термоупрочненной арматуры, и снижение их до этих напряжений экономически не оправдано и не является эффективным способом предупреждения опасности коррозионного растрескивания.

Показано, что из всех исследованных марок горячекатаной арматуры наиболее стабильные свойства по составу, прочности, пластичности и стойкости против коррозионного растрескивания имеет сталь марки 80С класса АIV.

Установлено, что для выпускаемой промышленностью высокопрочной стержневой арматуры (за исключением стали марки 80С класса АІУ) рабочие напряжения σ_a , соответствующие расчетному сопротивлению арматуры R_a , обычно находятся выше ординаты точки перелома в координатах кривой $\lg t - \sigma_a$, и при этом время до растрескивания не превышает 40 час для сталей классов АІУ - АІУІ (Ст3, Ст5, 35ГС, 18ГС и 20ГС) и составляет от 6 - 8 до 200 час и выше (в зависимости от прочности) для горячекатаной марок 20ХГЦ2 и 23Х2Г2Ц арматурной стали классов АІУ - АУ (рис.1). Появлению видимых трещин в напряженной высокопрочной арматурной стали предшествует инкубационный период - начальная стадия медленного развития трещин. Зарождение микротрещин в этот период приводит в зависимости от времени воздействия агрессивной среды к снижению прочности и полной потере способности к остаточным удлинениям, т.е. создается опасность внезапного хрупкого разрыва арматуры. Изменение прочности и пластичности арматурных сталей во время инкубационного периода в значительной степени определяет долговечность и надежность работы железобетонных конструкций в агрессивных средах. Испытания в кипящем нитратном растворе показали, что продолжительность инкубационного периода из общего времени "жизни" образцов для стали 18ГС после ВТМО несколько выше, чем для стали марки 35ГС после электротермообработки с получением того же уровня прочности, и составляет около 75% от полного времени до разрушения. Ненапряженные образцы из стали 35ГС класса АІУІ в тех же условиях показали незначительное повышение предела прочности и снижение пластичности. Аналогичные данные были получены для образцов, не защищенных бетоном, на открытом стенде в районе Новотульского металлургического завода. За 12 месяцев испытания под напряжением $\sigma_a = 0,75 \sigma_s$ наблюдалось снижение прочности для стали 35ГС класса АІУІІ ($\sigma_s = 146,0 \text{ кгс/мм}^2$) на 22%, класса АІУ ($\sigma_s = 117,3 \text{ кгс/мм}^2$) на 2,5% и стали 18ГС после ВТМО классов АІУ - АІУІ на 4,1 - 0,5%. Более существенно снизилась пластичность δ_s (соответственно на 55,40 и 2,5 - 30%).

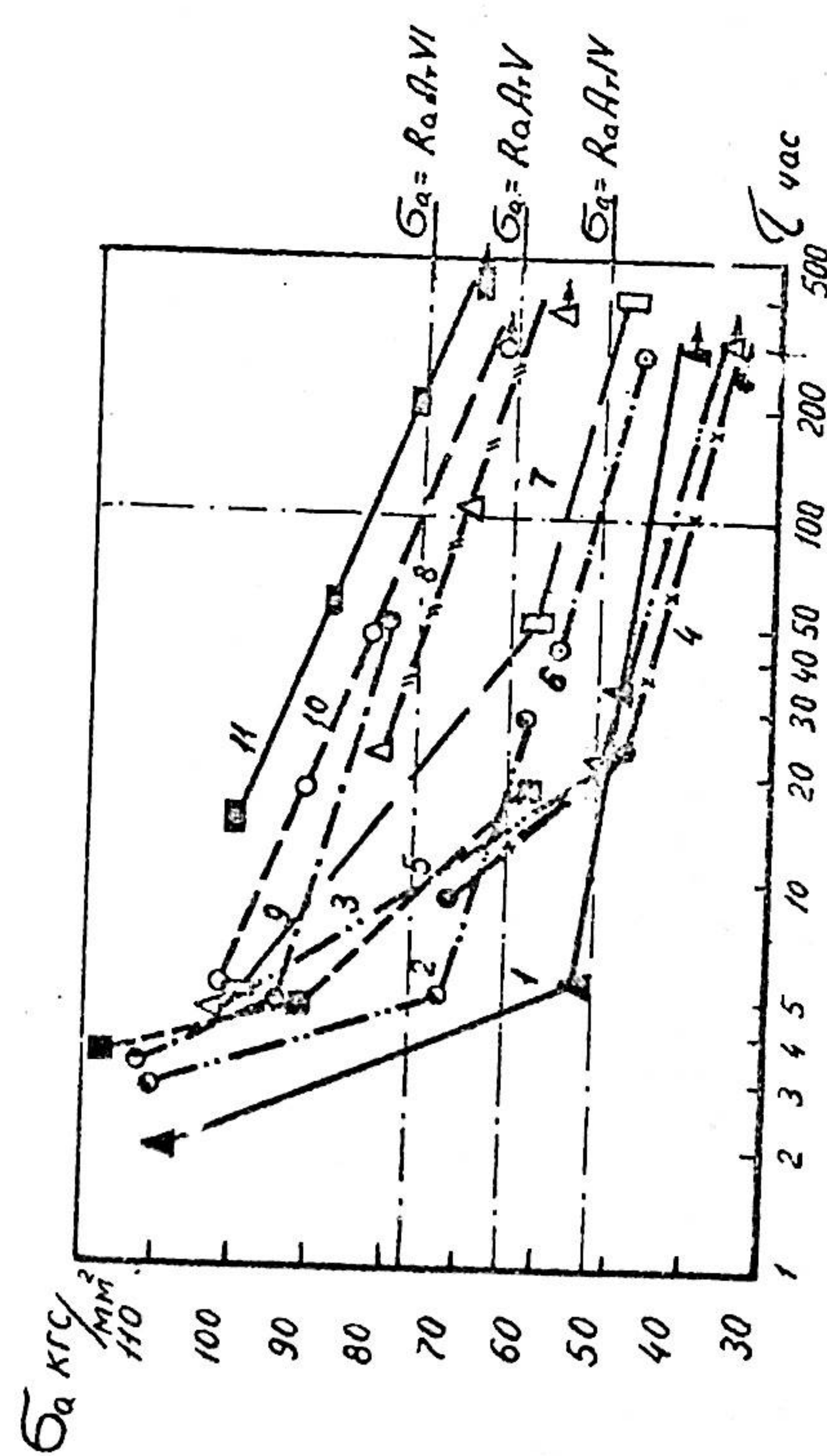


Рис.1. Кривые длительной коррозионной прочности высокопрочных арматурных сталей в кипящем нитратном растворе:

- 1 - Ст20ГС $\varnothing 14$ АІУІ ($\sigma_s = 139,5 \text{ кгс/мм}^2$), 2 - Ст18ГС $\varnothing 12$ АІУ ($\sigma_s = 118,0 \text{ кгс/мм}^2$),
- 3 - Ст18ГС $\varnothing 14$ АІУІ ($\sigma_s = 132,0 \text{ кгс/мм}^2$), 4 - Ст5 $\varnothing 10$ АІУ ($\sigma_s = 98 \text{ кгс/мм}^2$),
- 5 - Ст35ГС $\varnothing 10$ АІУІ ($\sigma_s = 131,0 \text{ кгс/мм}^2$), 6 - Ст35ГС $\varnothing 12$ АІВ ($\sigma_s = 71,0 \text{ кгс/мм}^2$),
- 7 - Ст35ГС $\varnothing 10$ АІУ ($\sigma_s = 118,0 \text{ кгс/мм}^2$), 8 - Ст80С $\varnothing 12$ АІУ ($\sigma_s = 100,1 \text{ кгс/мм}^2$),
- 9 - Ст18ГС $\varnothing 10$ АІУ ($\sigma_s = 112,0 \text{ кгс/мм}^2$), 10 - Ст23Х2Г2Ц $\varnothing 12$ АУ ($\sigma_s = 114,0 \text{ кгс/мм}^2$),
- 11 - Ст20ХГЦ2 $\varnothing 12$ АУ ($\sigma_s = 127,0 \text{ кгс/мм}^2$).

В естественных атмосферных условиях этого района наблюдали хрупкое разрушение двух образцов из стали 35ГС ($\sigma_s = 146,0 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{se} = 137,4 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta_s = 12\%$ и $\zeta = 3 \div 4$ час при $\sigma_a = 0,75 \sigma_s$), находящихся под напряжением в условиях изгиба ($\sigma_a = 0,75 \sigma_s$) в течение 12 и 16 месяцев.

В строительной практике известны также случаи обрушения железобетонных конструкций из-за коррозии под напряжением рабочей арматуры. В Пензе, например, вследствие коррозионного растрескивания арматуры из стали 20ХГ2Ц ($\sigma_s = 124,2 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{se} = 95,7 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta_s = 11,3\%$) произошла авария фермы пролетом 18 м через 6,5 месяца после монтажа. На Тульской птицефабрике наблюдалось обрушение плит ПКХ-2, армированных сталью 30ХГ2Ц ($\sigma_s = 150 + 135 \text{ кгс/мм}^2$), через 1 - 2 года после окончания монтажа конструкций.

Показано, что стойкость напряженной высокопрочной арматурной стали в кипящем нитратном растворе находится в корреляционной связи с результатами испытаний в средах меньшей агрессивности - в песке, увлажненном 3%-ным раствором NaCl , при комнатной температуре или в естественных атмосферных условиях. Стойкость различных сталей при таких натурных испытаниях в среднем на три порядка выше, чем при ускоренных в кипящем нитратном растворе, и в некоторых случаях (при особо неблагоприятном сочетании свойств бетона, стали и условий эксплуатации) может служить мерой срока службы конструкций.

Коррозионные трещины в арматуре в среднем ориентированы перпендикулярно направлению наибольших растягивающих напряжений. Во всех случаях в местах изменения направления трещин имеются большие перепады микротвердости. Они вызваны как неоднородностью микротвердости в исходных зернах, так и тем, что около вершины тонкой трещины микротвердость обычно повышается из-за наклепа и трещина приобретает извилистую форму, отклоняясь в область менее наклепанного металла.

В структуре стали марки 35ГС после закалки от 920°C и отпуска при средних температурах, когда структура состоит из смеси отпущенного мелкоугольчатого мартенсита с остатками феррита, или высоких - при структуре сорбита отпуска с сохранением бывшей мартенситной ориентировки коррозионные трещины распространяются в основном по границам бывших аустенитных зерен. После повторного кратковременного нагрева такой стали до высоких температур ($450 - 550^\circ\text{C}$) пропусканием электрического тока на установке для натяжения арматуры электротермическим способом в технологии изготовления железобетонных конструкций создается структура сорбита отпуска. Коррозионное растрескивание таких образцов носит межкристаллитный характер.

В структуре малосуглеродистых низколегированных сталей марок 18ГС и 20ГС после ВТМО - закалки с 1050°C и самоотпуска при средних температурах - вследствие высокой температуры закалки образуется отпущенный крупноугольчатый мартенсит. Повторный нагрев такой стали до высоких температур приводит к получению структуры сорбита отпуска. При коррозионных испытаниях наблюдается межкристаллитное растрескивание, иногда со следами смешанного излома.

Коррозионные трещины в горячекатаной арматуре марок 20ХГ2Ц и 23ХГ2Ц также в основном распространяются по границам зерен.

Экспериментально установлено, что при одной температуре отпуска - 450°C - с повышением температуры закалки с 900°C ($\sigma_s = 110,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{se} = 98,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_s = 13\%$ и $\zeta = 6,5 + 7$ час при $\sigma_a = 0,75 \sigma_s$) до 1000°C ($\sigma_s = 104 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{se} = 93,5 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_s = 10\%$ и $\zeta = 3,5 + 4$ час) почти вдвое снижается стойкость стали, что связано с ростом зерна при повышении температуры нагрева. Следовательно, температуру нагрева под закалку необходимо ограничивать, так как перегрев не только снижает пластичность стали, мало отражаясь на ее прочности, но и коррозионную стойкость под напряжением.

С повышением температуры отпуска после закалки наблюдается в общем снижение прочности арматуры, повышение ее пластичности и стойкости против коррозионного растрескивания. Однако после закалки и отпуска при высоких температурах для арматуры класса прочности не ниже АтIV стойкость повышается несущественно.

Установлено, что предварительная атмосферная коррозия существенно уменьшает стойкость стали в кипящем нитратном растворе при последующем испытании. Так, поражения, полученные при атмосферной коррозии в течение 1,5 - 3 месяцев на стали 18ГC $\varnothing$ 12 класса АтV и $\varnothing$ 14 класса АтVI, уменьшили время до разрушения для стержней $\varnothing$ 12 мм на 14 - 35% и для стержней $\varnothing$ 14 мм на 30 - 43% при незначительном снижении механических характеристик стали (например, прочности на 5 - 8%). В результате атмосферных коррозионных поражений снижается способность стали противостоять зарождению трещин хрупкого разрушения, и, следовательно, напрягаемую стержневую арматуру необходимо защищать от атмосферной коррозии начиная с момента ее изготовления и в периоды транспортирования, хранения и изготовления конструкций.

Проведенные исследования показали, что из всех видов высокопрочной стержневой арматуры, в соответствии с существующими критериями, удовлетворительную стойкость имеют горячекатаные стали 80C и 20Х2Г2Ц класса АIV, пониженную - стали 20ХГ2Ц и 23Г2Ц класса АV и очень низкую - термически упрочненные после закалки с отпуском или самоотпуском классов АтIV - АтVI и выше.

Четвертая глава посвящена разработкам специальных видов термической обработки и составов стали с целью существенного повышения стойкости высокопрочной стержневой арматуры против коррозионного растрескивания. Последовательно рассматриваются вопросы влияния температуры отпуска и повторного (после закалки и отпуска) кратковременного нагрева, широко используемого в технологии изготовления предварительно напряженного железобетона при электро-термическом способе его напряжения, межкритической

закалки и дополнительного легирования титаном и алюминием на свойства арматуры из среднеуглеродистой низколегированной стали.

После закалки и отпуска при средних или высоких температурах арматура из стали 35ГC имеет прочностные характеристики на уровне классов АтIV - АтVI (с пределом прочности 90 - 120 кгс/мм²) и очень высокую стойкость против коррозионного растрескивания.

С увеличением температуры отпуска склонность этой стали к коррозионному растрескиванию сначала уменьшается, а затем увеличивается (при температуре 500°C). Дальнейшее повышение температуры отпуска, когда получается сталь с прочностными характеристиками не ниже класса АтIV, приводит к уменьшению склонности стали к коррозионному растрескиванию. Наблюдаемая зависимость стойкости стали от температуры отпуска связана с характером распада мартенсита, распределением карбидов и внутренними напряжениями.

Ограничение рабочих напряжений величиной $0,5 \sigma_s$ в сочетании с отпуском после закалки от 920°C при высоких температурах (до 600°C) значительно повышает стойкость стали 35ГC (0,33% C; 0,80% Si; 1,4% Mn) с прочностными характеристиками класса АтV ($\sigma_s = 118$ кгс/мм²; $\sigma_{0.2} = 83$ кгс/мм²; $\delta_5 = 14\%$; $\epsilon = 54$ час при $\sigma_a = 0,75 \sigma_s$) в кипящем нитратном растворе, но снижает эффективность ее применения в железобетоне.

Экспериментально установлено, что кратковременный повторный электронагрев термически упрочненной арматуры до температур, превышающих температуру предыдущего отпуска, стабилизируя ее металлографическую и дислокационную структуру, а также уменьшая остаточные напряжения, существенно увеличивает стойкость против коррозионного растрескивания при сохранении прочностных характеристик стали на уровне класса, полученного после закалки и отпуска, или на класс ниже (рис. 2, а). Оптимальная температура повторного нагрева зависит от температуры отпуска после закалки и превышает ее на 50 - 200°C.

Так, стойкость арматуры из стали 35ГС (0,3%С; 1,2%Mn; 0,75%Si) после закалки от 920°C и отпуска при 470°C ($\sigma_b = 114,2 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{q2} = 98,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_5 = 14\%$) составляет 38 - 42 час при рабочих напряжениях на уровне расчетного сопротивления стали класса АтУ $R_a = 64 \text{ кгс/мм}^2$. Повторный отпуск этой стали при электроконтактном нагреве до 525°C в течение 19 сек на установке для напряжения арматуры электротермическим способом незначительно снизил прочностные характеристики стали ($\sigma_b = 112,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{q2} = 97,5 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_5 = 15\%$) и увеличил стойкость при рабочих напряжениях на уровне $R_a = 64 \text{ кгс/мм}^2$ более чем на два порядка ($\tau > 800 \text{ час}$).

Установлено, что электротермоупрочнение стали марки 35ГС с применением межкритической закалки от температур выше и ниже точки A_c , обеспечивает получение арматуры с прочностными характеристиками не ниже класса АтУ и высокой стойкостью против коррозионного растрескивания. Такая термообработка обеспечивает получение по всему сечению стержня структуры смеси мелкоигольчатого мартенсита с ферритом, которая при отпуске (350 - 400°C) после повторной закалки от 700°C превращается в равномерную структуру, состоящую из смеси дисперсных карбидов и феррита и устойчивую против коррозионного растрескивания. В кипящем нитратном растворе при $\sigma_a = 0,75 \sigma_b$ в течение 400 час растрескивание такой арматуры ($\sigma_b = 94,2 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{q2} = 84,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_5 = 17\%$) не обнаруживается. Высокая стойкость этой арматуры обусловлена релаксацией остаточных микронапряжений в структуре в связи с наличием мелких зерен пластинчатого феррита, не имеющего фазового наклепа.

На базе распространенной стали 35ГС, широко признанной строителями и повсеместно используемой для армирования предварительно напряженных железобетонных конструкций, разработаны новые марки специальных сталей для изготовления арматуры классов АтУ - АтУІ, устойчивой после закалки и отпуска против коррозионного растрескивания.

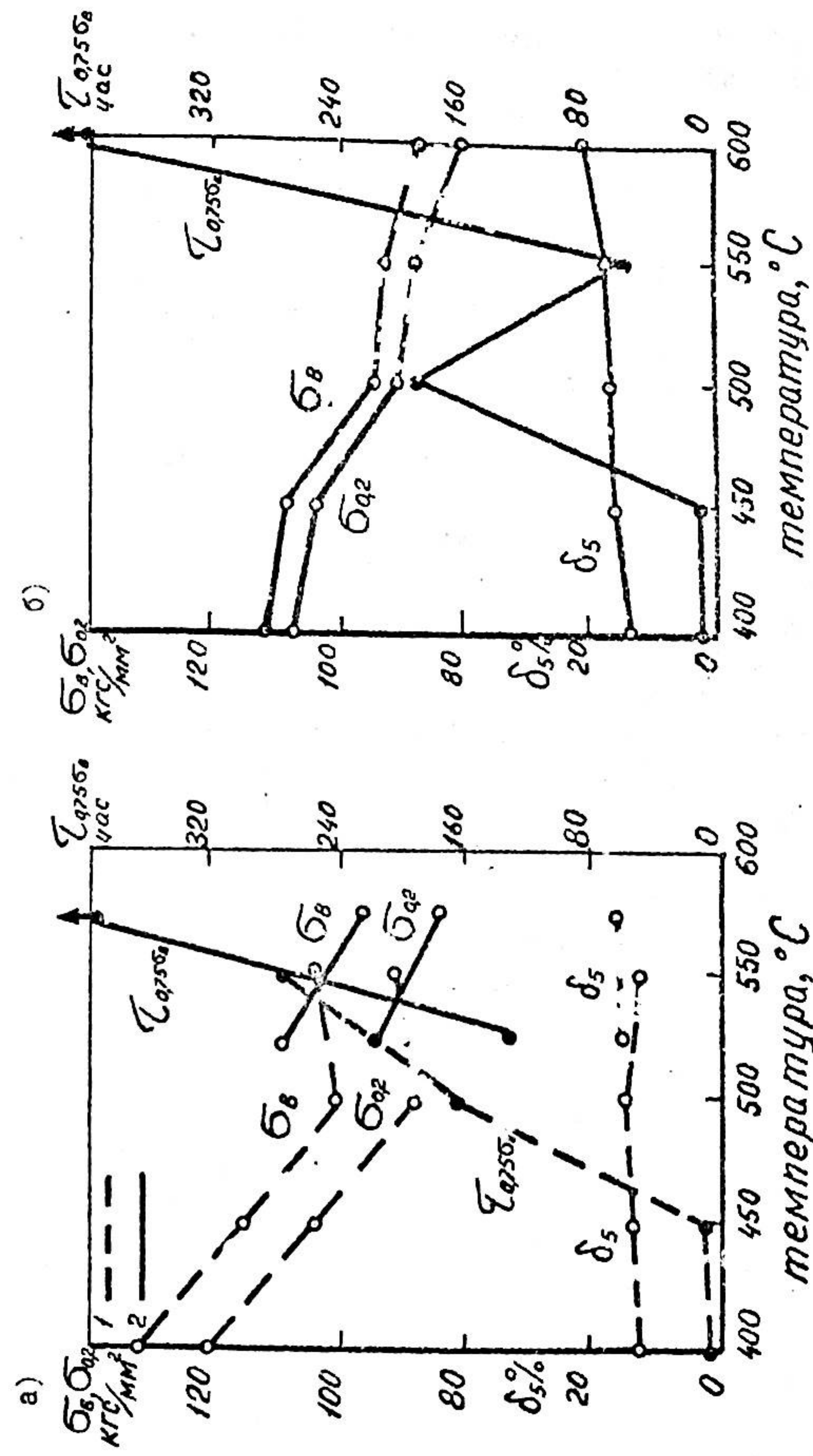


Рис.2. Влияние электроконтактного нагрева на свойства арматуры из сталей 35ГС и 18ГС (τ - стойкость стали в кипящем нитратном растворе при $\sigma_a = 0,75 \sigma_b$):

а) Ст 35ГС Ø 12. Закалка в воду от 920°C: 1 - отпуск при 350°C ($\sigma_b = 137,1 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{q2} = 123,1 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_5 = 12\%$; τ = 3,5 час), 2 - отпуск при 470°C ($\sigma_b = 114,2 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{q2} = 98,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_5 = 14\%$; τ = 5 час);

б) Ст 18ГС Ø 12 после ВТМО ($\sigma_b = 112,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\sigma_{q2} = 106,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_5 = 12\%$; τ = 4,5 час)

Термическая обработка арматурных сталей приводит к повышению химической активности границ наследственного аустенитного зерна и тем самым обуславливает развитие коррозионных трещин под напряжением. Отрицательное влияние оказывают азот в стали, поскольку выделения Fe_4N создают напряжения у границ зерен, и углерод по границам зерен, способствующий скоплению дислокаций и концентрации их в полосах скольжения. Исследовано влияние на свойства арматуры после закалки и отпуска дополнительного легирования стали типа 35ГС титаном и алюминием (в количестве 0,2 - 0,7%), которые, как известно, связывают многие примеси в стали, и в частности азот, в устойчивые соединения. Эти соединения закрепляют дислокации, очищают границы зерен от некоторых растворенных вредных примесей и измельчают структуру.

С целью повышения технологичности стали в условиях ВТМО содержание углерода в ней было снижено до 0,28 - 0,34%. Исследования проведены на сериях плавки стали, выполненных на опытном заводе ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина (табл. I). Упрочняющую термообработку проводили в процессе прокатки (ВТМО) на Ревякинском металлпрокатном заводе и установке ЭТУ-I.

Таблица I

Состав исследованных сталей
марок 30ГС и 30ГСЮ

Услов- ный № плавки	Состав, %										
	Ti	Al	Cобщ	Cсвяз	Mn	Si	S	P	Nобщ	Nсвяз	O ₂
1	0,23	0,01	0,35	0,314	1,03	0,76	0,02	0,01	0,0074	0,0042	0,0082
2	0,44	0,01	0,33	0,294	1,04	0,69	0,02	0,01	0,0090	0,0060	0,0082
3	0,72	0,01	0,31	0,27	1,03	0,76	0,02	0,01	0,0074	0,0042	0,0082
4	0,02	0,20	0,34	0,30	1,04	0,73	0,023	0,008	0,0054	0,0040	0,0063
5	0,02	0,32	0,34	0,313	1,04	0,77	0,018	0,011	0,0060	0,0056	0,0056
6	0,02	0,70	0,33	0,296	1,03	0,78	0,017	0,012	0,0062	0,0059	0,0053

Свойства арматуры из специальных, а также из исходной стали 35ГС представлены в табл. 2.

С увеличением концентрации титана в стали наблюдается существенное измельчение аустенитного зерна перед закалкой (табл. 2). Титан влияет на структуру и свойства стали, увеличивая ее прокаливаемость и температуру превращений при отпуске. Показано, что отпуск стали 35ГС с 0,25% Ti при 400°C вызывает появление дисперсных продуктов распада мартенсита, а при более высокой температуре (550 - 570°C) изменяет структуру и свойства. С увеличением содержания титана при одинаковых температурах закалки и самоотпуска при ВТМО (870 - 400°C соответственно) пределы прочности и текучести уменьшаются, пластичность возрастает. Отпуск в стали, содержащей 0,44 и 0,72% Ti, проходит полнее, чем в стали с 0,23% Ti. Это обусловлено выделением в стали карбидов титана, и аустенит оказывается с меньшим углеродом и титаном, что уменьшает после закалки стойкость мартенсита при отпуске и соответственно влияет на механические свойства. Измельчение первичного зерна, вызванное присадками титана в ковше при разливке стали, значительное измельчение вторичного зерна аустенита и замедление роста зерна при нагреве в связи с наличием дисперсных не растворившихся карбидов, отсутствие отпускной хрупкости в стали с титаном обуславливают высокую стойкость стали против коррозионного растрескивания.

Содержание титана и распределение его между аустенитом и карбидами в стали в значительной степени определяют ее прокаливаемость. Сквозная прокаливаемость наблюдается в стержнях $\varnothing$ 14 мм при содержании 0,2 - 0,3% Ti и не очень высокой температуре закалки (870 - 900°C). С повышением содержания титана прокаливаемость стали при тех же режимах термообработки снижается. Разница в твердости между поверхностью стержня и его сердцевиной составляет для стали $\varnothing$ 14 мм с 0,44% Ti 4,5 - 5 HRC, а для стали с 0,72% Ti 7,5 - 8 HRC.

В результате исследований влияния состава стали на ее свойства предложена сталь марки 30ГСТ (авторское свидетельство № 271807) для арматуры классов АтУ - АтУI, стойкой

Таблица 2

Свойства арматуры из среднеуглеродистой низколегированной стали, дополнительно легированной титаном или алюминием

Содержа- ние Ti или Al в стали, %	Вид термооб- работки :	Температура, °C		σ_s кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$ кгс/мм ²	δ_s %	Размеры аустенитного зерна перед закалкой				Стойкость в кипящем нитратном растворе при $\sigma_a = 0,75 \sigma_s$ час	Скорость коррозии в условиях перио- дического увлаж- нения 5% NaCl в течение 360 час	
		за- калки,	отпус- ка,				число зерен на 2 мм шлифа	диаметр, мк		К-вес г/мм ² . час		П мм/год	
								макси- маль- ный	мини- маль- ный				
Нет	ЭТУ	920	400	126,0	101,1	10	8510	36	7	4-7,0	1,12	1,25	
0,2 Ti	ВТМО	870	400	160,5	145,0	7	10000	31	6	6-7,5	0,73	0,815	
0,23 Ti	ЭТУ	920	570	104,5	92,5	15,7	-	-	-	> 400	-	-	
0,44 Ti	ВТМО	870	400	132,0	117,0	11	10300	24	5	> 400	0,72	0,805	
0,72 Ti	ВТМО	870	400	118,0	110,0	15	16200	20	4,5	> 400	0,69	0,77	
0,20 Al	ВТМО	870	400	140,5	120,5	6,4	11000	27	7	11-16	0,74	0,83	
0,20 Al	ЭТУ	920	570	108,5	98,6	15,7	-	-	-	> 400	-	-	
0,32 Al	ВТМО	870	400	144,0	138,0	12,8	11000	29	5	39-43	0,75	0,84	
0,32 Al	ЭТУ	920	570	108,0	89,5	17,2	-	-	-	> 400	-	-	
0,70 Al	ВТМО	870	400	119,7	110,2	15	11700	19	5	> 400	0,70	0,782	

- 2I -

против коррозионного растрескивания, которая содержит 0,28 - 0,34% C; 0,60 - 0,90% Si; 0,80 - 1,20% Mn и 0,45 - 0,70% Ti.

С целью промышленного опробования и разработки мероприятий по внедрению стали 30ГСТ на Мачеевском металлургическом заводе была выполнена опытно-промышленная плавка сталей (0,29% C; 1,08% Mn; 0,90% Si; 0,37% Ti) в мартеновской печи емкостью 250 т, и полученные слитки прокатаны на арматуру периодического профиля $\varnothing$ 14, 16 и 18 мм. Полученная арматура из стали 30ГСТ в горячекатаном состоянии отвечает всем требованиям класса АШ ($\sigma_s = 61,5 + 74,5$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 46,0 + 50,0$ кгс/мм²; $\delta_s = 19,5 + 25\%$ и $A_k = 6,3 + 7,1$ кгс·м/см²). Результаты испытаний стали с 0,37% титана и 0,29% углерода подтвердили данные, полученные на опытных плавках. Содержание титана в количестве 0,37% недостаточно для обеспечения высокой стойкости против коррозионного растрескивания стали на уровне класса АтУ1, получаемого после закалки и отпуска при средних температурах. Однако после закалки от 900°C и отпуска при высоких температурах (500°C) такая арматура класса АтУ ($\sigma_s = 101,6$ кгс/мм²; $\sigma_{0,2} = 90,0$ кгс/мм²; $\delta_s = 12,6\%$ и $A_k = 8,3 + 9,4$ кгс·м/см²) при рабочих напряжениях на уровне расчетного сопротивления отличается высокой стойкостью против коррозионного растрескивания ($T = 182 + 190$ час при $\sigma_a = 0,65 \sigma_s$).

Проведенные совместно с Н.Н.Сергеевым сравнительные испытания на стойкость стали марок 35ГС и 30ГСТ класса АтУ в условиях интенсивного водородного охрупчивания (электролит - водный раствор, содержащий 2,5% H_2SO_4 и 2,5% NH_4CNS ; плотность тока $i = 0,6$ а/дм², $pH = 0,7$, $t = 25^\circ C$) выявили существенное преимущество стали 30ГСТ. Стойкость арматуры из стали 35ГС в этих условиях, например, при $\sigma_a = 0,7 \sigma_s$ составляла 1,0 час, из стали 30ГСТ с 0,37% Ti - 10 - 20 час, а из стали 30ГСТ с 0,7% Ti - 70,5 час.

Алюминий в количестве 0,2 – 0,32% слабо влияет на предел прочности стали после ВТМО, но значительно повышает условный предел текучести, относительное удлинение после разрыва, а также отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Увеличение содержания алюминия до 0,6 – 0,7% ведет к снижению пределов прочности и текучести и к незначительному повышению пластичности. Это объясняется наличием мелкодисперсных нитридов алюминия, способствующих измельчению зерна после ВТМО со сравнительно невысоких температур конца прокатки. Закалка стали с 0,2% Al от 870°C после ВТМО приводит к получению структуры мелкоигольчатого мартенсита в смеси с зернами феррита, который выделяется из аустенита при его охлаждении до невысокой температуры закалки, находящейся ниже линии A_3 в системе Fe-C-Al, так как при добавке алюминия, как известно, линии A_1 и A_3 сдвигаются в область высоких температур. Самоотпуск при 400°C после ВТМО не приводит к заметному распаду мартенсита. Высокотемпературный отпуск при 570°C после закалки в воду от 920°C стали, нагретой электротоком, приводит к получению структуры дисперсного сорбита отпуска. Стали с содержанием 0,32 и 0,7% алюминия после закалки от 870 – 900°C с самоотпуском при 400°C имеют механические свойства на уровне классов АтУП – АтУІ соответственно и отличаются высокой стойкостью против коррозии под напряжением. Сталь, легированная алюминием, отличается достаточно высокой прокаливаемостью.

На основании исследований предложена сталь марки 30ГСЮ (заказ № 1407118/22-1) для арматуры классов АтУ – АтУІ, стойкой против коррозионного растрескивания, содержащая 0,28 – 0,34%С; 0,60 – 0,90Si; 0,80 – 1,20Mn и 0,2 – 0,6% Al.

Определены необходимые режимы термообработки в зависимости от содержания титана и алюминия арматурных сталей марок 30ГСТ и 30ГСЮ в зависимости от класса прочности, обеспечивающие коррозионную стойкость не менее 200 час

при рабочих напряжениях σ_a арматуры на уровне нормативного сопротивления R_a .

Таблица 3

Режимы упрочняющей термообработки арматурных сталей марок 30ГСТ и 30ГСЮ

Марка стали	Класс арматуры	Содержание Ti или Al, %	Температура, °C	
			конца прокатки (ВТМО) или закалки	самоотпуска или отпуска
30ГСТ	АтУ-АтУІ	0,25-0,40 Ti	870-950	550-575
	АтУ	0,6-0,70 Ti	870-950	400
	АтУІ	0,45-0,55 Ti	870-950	400
30ГСЮ	АтУ	0,20-0,45 Al	870-900	550-575
	АтУІ	0,5-0,60 Al	870-900	400

Высокопрочная стержневая арматура из сталей 30ГСТ и 30ГСЮ относится к специальным видам арматур. и, как показали все необходимые исследования, при освоении ее производства может быть использована в предварительно напряженном железобетоне в агрессивных средах.

В пятой главе рассматриваются вопросы влияния эффективности использования повторного отпуска (нагрева) в условиях широко применяемого электротермического способа натяжения арматуры на повышение стойкости высокопрочных горячекатаных и термоупрочненных в процессе прокатки малоуглеродистых низколегированных сталей.

Исследования проведены на натуральных образцах из стали марки 18ГС (ОСТ-1), термически упрочненной в потоке прокатки стана 250-І Криворожского металлургического завода, и стали 20ГС, термически упрочненной на аналогичной установке Череповецкого металлургического завода.

Установлено, что повторный кратковременный электронагрев до 200 - 550°C арматуры из таких сталей резко повышает их стойкость против коррозионного растрескивания (рис.2,3). Эффект повышения стойкости зависит от уровня прочности и пластичности стали, т.е. главным образом от режима предшествующей термообработки (температуры самоотпуска). В процессе ВТМО после самоотпуска при средних температурах оптимальная температура повторного отпуска выше самоотпуска не менее чем на 50 - 100°C.

Испытания показали, что в зависимости от режима ВТМО арматура из стали 18ГС и 20ГС сохраняет свойства, соответствующие классу АТУ или АТУП после повторного отпуска в достаточно большом интервале температур. Например, для стали 18ГС класса АТУП (рис.3,а) после ВТМО (закалка от 1030 - 1050°C, самоотпуск при 400°C) необходимая температура повторного электронагрева находится в интервале 425 - 475°C. При этом сталь переходит в класс АТУ, но зато коррозионное растрескивание ее при $\bar{\sigma}_a = 0,75 \bar{\sigma}_s$ наблюдается только после 200 - 240 час вместо 4,5 - 5 час для стали в состоянии поставки.

Повторный отпуск стали 20ГС класса АТУП ($\bar{\sigma}_s = 139,7 \text{ кгс/мм}^2$; $\bar{\sigma}_{a2} = 121,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_s = 15\%$; $\tau = 2 + 3 \text{ час}$ при $\bar{\sigma}_a = 0,75 \bar{\sigma}_s$) при температуре выше температуры предыдущего самоотпуска на 50°C сообщает ей существенно большую стойкость ($\tau = 32 + 36 \text{ час}$ при $\bar{\sigma}_a = 0,75 \bar{\sigma}_s$) при сохранении прочности и пластичности на уровне класса АТУП ($\bar{\sigma}_s = 122,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\bar{\sigma}_{a2} = 110 \text{ кгс/мм}^2$ и $\delta_s = 16,4\%$). При снижении величины рабочих напряжений до уровня $\bar{\sigma}_a = 0,6 \bar{\sigma}_s$ разрушение этой стали в кипящем нитратном растворе не наблюдается после 800 час испытания. Аналогичные результаты были получены на стали 18ГС класса АТУ (рис.3,а).

Термическая обработка стали, включающая повторный отпуск при оптимальных температурах, приводит также к существенному повышению стойкости арматуры в условиях водородного охрупчивания.

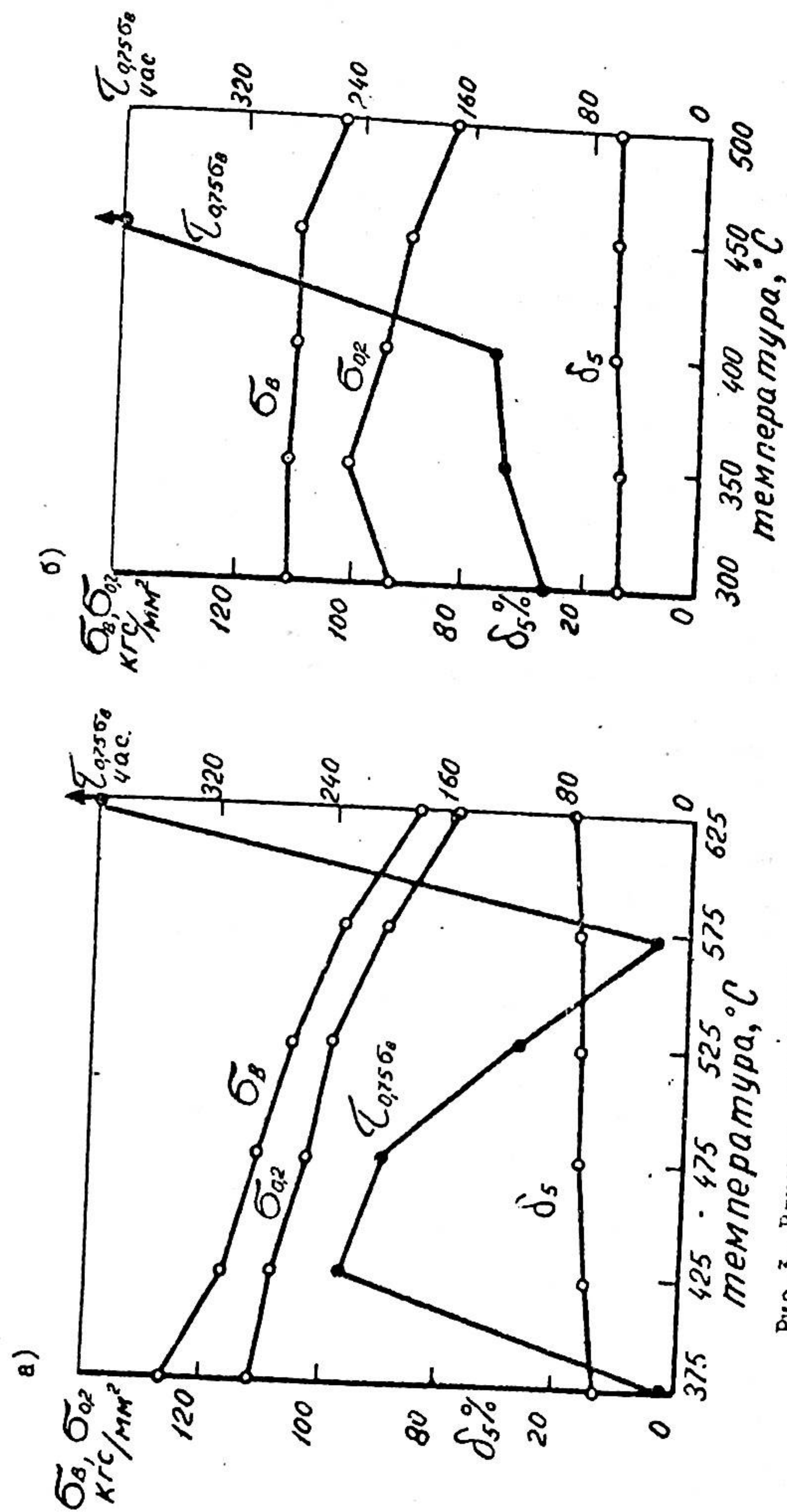


Рис.3. Влияние повторного электроконтактного нагрева на свойства арматуры из сталей 18ГС и 20ГС (τ - стойкость в кипящем нитратном растворе при $\bar{\sigma}_a = 0,75 \bar{\sigma}_s$):
 а) Ст18ГС Ø 14 после ВТМО ($\bar{\sigma}_s = 131,1 \text{ кгс/мм}^2$; $\bar{\sigma}_{a2} = 115,0 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_s = 12\%$; $\tau = 4,5 \text{ час}$);
 б) Ст20ГС Ø 12 (горячекатаная, $\bar{\sigma}_s = 110,6 \text{ кгс/мм}^2$; $\bar{\sigma}_{a2} = 93,1 \text{ кгс/мм}^2$; $\delta_s = 14\%$, $\tau = 26 \text{ час}$)

Так, стойкость стали 20ГС после закалки и самоотпуска при 400°C ($\sigma_s = 142,0 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{0.2} = 130 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta_5 = 14\%$) в приведенных выше условиях наводороживания составляет при $\sigma_a = 0,7 \sigma_s$ всего 6 - 7 час, а после повторного отпуска при 500°C ($\sigma_s = 110 \text{ кгс/мм}^2$, $\sigma_{0.2} = 97 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta_5 = 17\%$) - 32 - 39 час.

Повторный кратковременный нагрев малоуглеродистых низколегированных сталей после ВТМО до температур выше температуры самоотпуска на $50 - 200^{\circ}\text{C}$ стабилизирует структуру за счет полигонизации и релаксации остаточных напряжений, что способствует увеличению пластичности стали, релаксационной стойкости и снижению эффективности концентраторов напряжений. Кроме того, коалесценция карбидов, очищение дислокаций и других дефектов от сегрегаций примесных атомов уменьшают электролитическую разность потенциалов между отдельными точками в стали и склонность к образованию продуктов коррозии, также способствующих коррозионному растрескиванию.

Электронномикроскопически на репликах полигонизация феррита не различима или слабо различима из-за большого числа частиц карбидов. По данным электронной микроскопии на просвет, в результате повторного отпуска укрупнились фрагменты субструктуры и границы оказались прямыми и четкими, что свидетельствует о стабилизации структуры, вероятно, в результате полигонизации. После повторного электронагрева в интервале $550 - 575^{\circ}\text{C}$ стойкость арматуры против коррозионного растрескивания снижается. Некоторые стали при этих температурах резко охрупчиваются (явление отпускной хрупкости). К.Ф.Стародубов связывает охрупчивание конструкционной стали, отпущенной в указанном температурном интервале, с дроблением блоков феррита в результате релаксации структурных напряжений, возникших в процессе отпуска мартенсита. Видимо, снижение ударной вязкости, установленное К.Ф.Стародубовым, соче-

тается с увеличением склонности к коррозионному растрескиванию, так как повышение склонности к разрушению того и другого видов связано с ослаблением границ зерен.

Дополнительный кратковременный электронагрев в интервале $300 - 550^{\circ}\text{C}$ существенно улучшает свойства горячекатаных арматурных сталей классов АІУ - АУ, сохраняя прочностные характеристики на уровне класса стали в состоянии после поставки и резко увеличивая их стойкость против коррозионного растрескивания и водородного охрупчивания. При рабочих напряжениях такой стали более существенно повышается стойкость ($t > 400$ час) в кипящем нитратном растворе.

Повышение стойкости горячекатаной арматуры связано со стабилизацией структуры в процессе повторного нагрева, вероятно, за счет осуществления процесса полигонизации в ферритной составляющей стали, релаксации остаточных напряжений и, возможно, сфероидизации карбидов.

Повторный нагрев (отпуск) высокопрочных горячекатаных и термически упрочненных арматурных сталей является очень эффективным и технологичным приемом повышения стойкости против коррозии под напряжением в связи с широким распространением электротермического способа натяжения арматуры, при котором операция повторного отпуска совмещается с операцией нагрева для целей предварительного напряжения арматуры железобетона. Очевидна целесообразность разработки технологических линий по выпуску в условиях металлургических и металлопрокатных заводов высокопрочной арматуры не только гарантированной прочности и пластичности, но и коррозионной стойкости.

В разделе рекомендации рассматриваются условия применения напрягаемой арматуры повышенной стойкости против коррозии под напряжением для железобетонных конструкций в агрессивных средах.

Разработанная специальная термическая обработка для повышения стойкости высокопрочных арматурных сталей типа закалки с отпуском (либо с самоотпуском) и повторным от-

пуском наряду с применением разработанных специальных марок стали (ЗОГСТ и ЗОГСЮ) для изготовления высокопрочной стержневой арматуры, стойкой против коррозионного растрескивания, позволяют при прочности арматуры на уровне классов АтУ - АтУІ, как показали проведенные ускоренные и натурные испытания, повысить во много раз (на один-два порядка) стойкость. В соответствии с существующими критериями указанные стали считаются стойкими против коррозии под напряжением.

Полученные данные о сравнительной стойкости против коррозионного растрескивания различных видов стержневой арматуры позволяют предложить подразделение их на группы и наметить условия рационального применения в предварительно напряженном железобетоне (табл.4).

Таблица 4

Требования к железобетонным конструкциям с высокопрочной стержневой арматурой, эксплуатируемым в агрессивной газовой среде

Степень агрессивности воздействия газовой среды на бетон (табл.І и 5 СН 262 - 67)	Категория трещиностойкости (числитель (табл.9 СНиП П-В. І - 62), максимально допустимая ширина, мм, раскрытия трещин (знаменатель) для арматуры				
	горячекатаной	термоупрочненной	улучшенной горячекатаной и термоупрочненной	специальной термоупрочненной	
	классов				
	АШв, АІУ	АУ	АтІУ-АтУІ	ІУ - УІ*	У - УІ*
І. Неагрессивная	$\frac{3}{0,3}$	$\frac{3}{0,2}$	$\frac{3}{0,2}$ ($\frac{2}{-}$ для АтУІ)	$\frac{3}{0,3}$	Не рекомендуются к применению
2. Слабая	$\frac{3}{0,2}$	$\frac{3}{0,1}$	$\frac{2}{-}$	$\frac{3}{0,2}$	
3. Средняя	$\frac{3}{0,1}$	$\frac{2}{-}$	$\frac{1}{-}$	$\frac{3}{0,1}$	$\frac{3}{0,2}$
4. Сильная	$\frac{2}{-}$	Не допускаются к применению		$\frac{2}{-}$	$\frac{2}{-}$

* Предлагается.

Предложенные стали ЗОГСТ и ЗОГСЮ и арматурные стали, улучшенные специальной термообработкой (прочностью не ниже 100 - 120 кгс/мм²), под рабочим напряжением по стойкости превосходят горячекатаные стали класса АІУ и могут заменять их в предварительно напряженном железобетоне, эксплуатируемом в агрессивных средах. При этом необходимо соблюдать требования по мерам защиты, предусмотренные для железобетона с арматурой класса АІУ в СН 262 - 67.

Промышленное внедрение разработанных способов повышения коррозионной стойкости арматурных сталей позволит существенно снизить расход напрягаемой арматуры конструкций, работающих в агрессивных средах, при замене стали низкой прочности классов АШв и АІУ с расчетным сопротивлением соответственно 45 и 51 кгс/мм², коррозионностойкой арматурой классов У - УІ с расчетным сопротивлением 64 и 76 кгс/мм².

Результаты исследования частично внедрены и продолжают внедряться на предприятиях Главприокскстроя и Магеевском металлургическом заводе.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

І. Обоснован выбор коррозионной среды для сравнительных ускоренных испытаний. Разработаны и созданы специальные рычажные установки и устройства для исследования коррозии под напряжением натуральных образцов высокопрочной арматуры. Показано влияние напряженного состояния (растяжение, изгиб) на стойкость стали.

2. Проведена сравнительная оценка стойкости против коррозионного растрескивания высокопрочных арматурных сталей по кривым длительной коррозионной прочности $\lg \sigma - t_{\text{кр}}$ в кипящем нитратном растворе и показано наличие соответствия между показателями стойкости в разных средах, включая натурные испытания и данные по долговечности железобетонных конструкций с высокопрочной арматурой в агрессивных средах.

3. Упрочнение стали типа 35ГС легированной до 4,5% алюминия обеспечивает значительное увеличение сопротивления коррозионному растрескиванию. Это связано с тем, что алюминий способствует образованию прочной оксидной пленки.

4. Упрочнение стали типа 35ГС легированной до 4,5% алюминия обеспечивает значительное увеличение сопротивления коррозионному растрескиванию. Это связано с тем, что алюминий способствует образованию прочной оксидной пленки.

5. Упрочнение стали типа 35ГС легированной до 4,5% алюминия обеспечивает значительное увеличение сопротивления коррозионному растрескиванию. Это связано с тем, что алюминий способствует образованию прочной оксидной пленки.

6. Упрочнение стали типа 35ГС легированной до 4,5% алюминия обеспечивает значительное увеличение сопротивления коррозионному растрескиванию. Это связано с тем, что алюминий способствует образованию прочной оксидной пленки.

7. Упрочнение стали типа 35ГС легированной до 4,5% алюминия обеспечивает значительное увеличение сопротивления коррозионному растрескиванию. Это связано с тем, что алюминий способствует образованию прочной оксидной пленки.

8. Упрочнение стали типа 35ГС легированной до 4,5% алюминия обеспечивает значительное увеличение сопротивления коррозионному растрескиванию. Это связано с тем, что алюминий способствует образованию прочной оксидной пленки.

9. Упрочнение стали типа 35ГС легированной до 4,5% алюминия обеспечивает значительное увеличение сопротивления коррозионному растрескиванию. Это связано с тем, что алюминий способствует образованию прочной оксидной пленки.

катаной арматуры в интервале 300 - 500°C, - обеспечивающая получение арматуры, устойчивой против коррозионного растрескивания из мало- и среднеуглеродистых низколегированных сталей с пределом прочности не ниже 90 - 120 кгс/мм². Повторный отпуск приводит к повышению коррозионной стойкости в связи со стабилизацией структуры за счет полигонизации и релаксации остаточных напряжений.

При изготовлении предварительно напряженных железобетонных конструкций операция повторного отпуска совмещается с нагревом стали электроконтактным способом для напряжения арматуры железобетона.

8. Разработаны специальные марки стали для изготовления арматуры с пределом прочности не ниже 100 - 120 кгс/мм², устойчивой против коррозионного растрескивания после закалки и отпуска, путем дополнительного легирования стали типа 35ГС 0,2 - 0,6% алюминия (сталь 30ГСЮ, заявка № I407II8/22-I) или 0,45 - 0,7% титана (авторское свидетельство № 27I807) и снижения с целью повышения технологичности стали при ВТМО концентрации углерода до 0,28 - 0,34%.

Показано, что с увеличением концентрации алюминия или титана в указанных пределах наблюдается существенное измельчение аустенитного зерна перед закалкой от 920 - 870°C, снижение содержания кислорода и повышение количества связанного азота в стали. Алюминий в количестве 0,2 - 0,32% слабо влияет на предел прочности, но значительно повышает условный предел текучести и коррозионную стойкость. Увеличение концентрации алюминия до 0,6 - 0,7% приводит к существенному возрастанию стойкости против коррозионного растрескивания после закалки и отпуска.

Титан в указанных концентрациях связывает углерод в карбиды, измельчает зерно и резко увеличивает стойкость против коррозии под напряжением после закалки и отпуска арматуры.

Установлены оптимальные режимы термообработки сталей 30ГСЮ и 30ГСТ в зависимости от содержания алюминия и ти-

тана и проведено опытно-промышленное опробование стали ЗОГСТ.

9. На основании проведенных исследований даны рекомендации по применению высокопрочной устойчивой против коррозионного растрескивания стержневой арматуры для армирования предварительно напряженных железобетонных конструкций, эксплуатируемых в агрессивных средах.

Результаты диссертационной работы были доложены и одобрены на заседании кафедры металловедения и термической обработки металлов ТПИ в сентябре 1971 г.

Основные результаты исследований опубликованы в следующих работах:

1. К вопросу о коррозионном растрескивании высокопрочных термически упрочненных арматурных сталей. - В сб.: Сборный железобетон и арматура. Тула, Издательство Тульского политехнического института, 1969.

2. Криштал М.А., Ярхин Я.И., Алексеев С.Н., Гусев Б.А., Эпштейн Л.Б., Красовская Г.М. Особенности коррозии под напряжением высокопрочных арматурных сталей. - В сб.: Сборный железобетон и арматура. Тула, Издательство Тульского политехнического института, 1969.

3. Криштал М.А., Гуляев А.П., Алексеев С.Н., Гусев Б.А. и др. Высокопрочная арматурная сталь. Авторское свидетельство № 271807 с приоритетом от 22/I 1969 г.

4. Криштал М.А., Гуляев А.П., Алексеев С.Н., Эпштейн Л.Б., Гусев Б.А., Ярхин Я.И., Алферов К.С. Сталь. Заявка № 1407118/22-I от 23/II 1970 г. Положительное решение Комитета по делам изобретений и открытий от 3/IX 1971 г.

5. Алексеев С.Н., Гусев Б.А., Красовская Г.М. Особенности коррозионного поведения высокопрочных видов сталей. - В сб.: Технология строительных материалов и изделий. Апрелька, ЦНИИЭПсельстрой, 1970.

6. Алексеев С.Н., Красовская Г.М., Крошков Б.В., Гусев Б.А. Методика ускоренных испытаний высокопрочных арматурных сталей на склонность к коррозионному растрескиванию. - В сб.: Защита строительных конструкций в агрессивных средах химических и нефтехимических производств. М., ЦБТИ Минпромстроя СССР, 1970.

7. Криштал М.А., Алексеев С.Н., Гусев Б.А., Эпштейн Л.Б., Ярхин Я.И. Влияние легирования титаном на стойкость к коррозии под напряжением термически упрочненной стержневой арматуры. - "Защита металлов", 1971, № 3.

8. Криштал М.А., Гусев Б.А., Эпштейн Л.Б., Алексеев С.Н., Красовская Г.М. Способ повышения стойкости против коррозионного растрескивания высокопрочной стержневой арматуры. Техническая информация, серия "Промышленность сборного железобетона". Вып.9. М., ВНИИЭСМ, 1971.