

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

MATERIALS SCIENCE AND HEAT TREATMENT OF METALS

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)

УДК 621.771:666.982.24

DOI: 10.18503/1995-2732-2025-23-2-97-110



ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И ВРЕМЕННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНОГО АРМАТУРНОГО ПРОКАТА ИЗ СТАЛИ 25Г2С

Сычков А.Б.¹, Завалищин А.Н.¹, Атангулова Г.Я.², Малашкин С.О.³, Шекшев М.А.¹, Касимов Д.Т.¹

¹Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия

²ООО «ПП ТСС», Уфа, Россия

³ООО «Пластрифей», Пласт, Россия

Аннотация. Постановка задачи (актуальность). В практике производства арматурного проката, как горячекатаного, так и термически упрочненного по схеме прерванной или прерывистой (технология термоциклирования) закалки с самоотпуском с использованием тепла предпрокатного нагрева в потоке сортовых станов, наблюдается ряд особенностей формирования микроструктуры и изменчивости во времени механических свойств арматуры. **Цель работы.** Установление закономерностей изменения свойств арматурного проката во времени. Разработка методов надежной аттестации металлопроката.

Используемые методы. В качестве исследовательских методов применялось переиспытание свойств проката через определенные промежутки времени, а также определение микроструктуры проката. **Новизна.** Новизна заключается в установлении закономерностей изменения механических свойств арматурного проката во времени, прогнозировании достижения уровня характеристик в течение времени в зависимости от схемы производства – изготовление арматуры в горячекатаном состоянии и с термоупрочнением. **Результаты.** К физическим причинам изменчивости механических свойств во времени относятся: водородное обратимое охрупчивание углеродистых и низколегированных марганцем и кремнием сталей; водородное старение, особенно арматуры, произведенной в горячекатаном состоянии, заключающееся в снижении в таком металле значений предела текучести (в ряде случаев ниже нормативных значений) и отношения предела текучести к временному сопротивлению разрыву. Этому способствуют высокие температуры конца прокатки, обусловливающие формирование крупного аустенитного, а затем и действительного зерен. Водородное старение заключается в том, что в течение 2–3 недель от даты первичного испытания значения предела текучести и отношения предела текучести к временному сопротивлению разрыву снижаются на 55–60 МПа и до 0,55–0,50 соответственно, и обусловлено это тем, что в процессе диффузионного выделения водорода из микропор и «ловушек», в том числе структурных, за счет частичного снятия внутренних напряжений происходит освобождение дислокаций и локальное повышение пластичности. В дальнейшем по прошествии времени (до 1 года) значения предела текучести асимптотически приближаются к первоначальным значениям и выше. **Практическая значимость.** Если не учитывать поведение механических свойств во времени, то можно неправильно аттестовывать металлопродукцию при назначении ее под конкретный заказ потребителей. В горячекатаном состоянии возможно также аномальное структурообразование в арматуре – избирательная замена перлита на верхний и нижний бейнит с охрупчиванием металла. Предложена технология, исключающая такое явление, заключающееся в ускоренном охлаждении проката с измельчением аустенитного и, соответственно, действительного зерна проката.

Ключевые слова: горячекатаный и термически упрочненный арматурный прокат, механические свойства, изменчивость свойств во времени, водородное охрупчивание и старение, динамическая и собирательная рекристаллизация, аномальное структурообразование

© Сычков А.Б., Завалищин А.Н., Атангулова Г.Я., Малашкин С.О., Шекшев М.А., Касимов Д.Т., 2025

Для цитирования

Особенности структурообразования и временные изменения механических свойств горячекатаного арматурного проката из стали 25Г2С / Сычков А.Б., Завалищин А.Н., Атангулова Г.Я., Малашкин С.О., Шекшев М.А., Касимов Д.Т. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2025. Т. 23. №2. С. 97-110. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2025-23-2-97-110>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

FEATURES OF STRUCTURE FORMATION AND TEMPORARY CHANGES OF MECHANICAL PROPERTIES OF HOT-ROLLED REINFORCING BARS MADE OF STEEL 25G2S

Sychkov A.B.¹, Zavalitshin A.N.¹, Atangulova G.Ya.², Malashkin S.O.³, Shecsheev M.A.¹, Kasimov D.T.¹

¹Nosov Magnitogorsk state technical university, Magnitogorsk, Russia

²LLC «IE TSS», Ufa, Russia

³“Plastrifey” LLC, Plast, Russia

Abstract. Problem Statement (Relevance). In the practice of production of reinforcing rolled products, both hot-rolled and thermally strengthened according to the scheme of interrupted or intermittent (thermal cycling technology) quenching with self-tempering using the heat of pre-roll heating in the flow of section mills, a number of features of the formation of the microstructure and variability over time of the mechanical properties of the reinforcement are observed.

Objective. Establishment of patterns of changes in the properties of reinforcing bars over time. Development of methods for reliable certification of rolled metal products. **Methods used.** Research methods used were retesting the properties of rolled products at certain intervals, as well as determining the microstructure of rolled products. **Newness.** The newness lies in the establishment of patterns of changes in the mechanical properties of reinforcing bars over time, predicting the achievement of the level of characteristics over time depending on the production scheme - the production of reinforcement in a hot-rolled state and with heat strengthening. **Results.** The physical reasons for the variability of mechanical properties over time include: hydrogen reversible embrittlement of carbon and low-alloyed steels with manganese and silicon; hydrogen aging, especially of reinforcement produced in the hot-rolled state, which consists in reducing the yield strength values in such metal (in some cases below standard values) and the ratio of the yield strength to the temporary tensile strength. This is facilitated by high temperatures at the end of rolling, which cause the formation of large austenitic and then actual grains. Hydrogen aging is that within 2-3 weeks from the date of the initial test, the values of the yield strength and the ratio of the yield strength to the temporary tensile strength are significantly reduced by 55-60 MPa and to 0.55-0.50, respectively, and is due to the fact that in the process of diffusion release of hydrogen from micropores and “traps”, including structural ones, due to the partial removal of internal stresses, dislocations are released and plasticity increases locally. Subsequently, over time (up to 1 year), the yield strength values asymptotically approach the initial values and are higher. **Practical Relevance.** If you do not take into account the behavior of mechanical properties over time, then you can incorrectly certify metal products when assigning them to a specific consumer order. In the hot-rolled state dynamic and collective recrystallization, abnormal structure formation, abnormal structure formation of the reinforcement is also possible - selective replacement of pearlite with upper and lower bainite with embrittlement of the metal. A technology is proposed that eliminates this phenomenon, consisting of accelerated cooling of the rolled product with refinement of the austenite and, accordingly, the actual grain of the rolled product.

Keywords: hot-rolled and thermally strengthened reinforcing bars, mechanical properties, variability of properties over time, hydrogen embrittlement and aging, dynamic and collective recrystallization, abnormal structure formation

For citation

Sychkov A.B., Zavalitshin A.N., Atangulova G.Ya., Malashkin S.O., Shecsheev M.A., Kasimov D.T. Features of Structure Formation and Temporary Changes of Mechanical Properties of Hot-Rolled Reinforcing Bars Made of Steel 25G2S. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2025, vol. 23, no. 2, pp. 97-110. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2025-23-2-97-110>

Введение

Долгое время основным видом горячекатаного арматурного проката являлась арматура класса прочности 400 МПа – АIII (A400). Такую арматуру массово изготавливали из стали марок 25Г2С и 35ГС по ГОСТ 5781 [1], а из стали марки 25Г2С производили также термоупрочненную арматуру класса прочности Ат IV (Ат 600) по ГОСТ 10884 [2], замененные в настоящее время на ГОСТ 34028 [3]. При этом как в горячекатаном, так и термоупрочненном состояниях наблюдались неустойчивые механические свойства, имелась склонность к водородному охрупчиванию. В

горячекатаном состоянии прокат из анализируемых марок характеризовался очень низкими значениями предела текучести, в термоупрочненном состоянии наблюдались низкие значения пластичности.

Сталь марки 35ГС во многом аналогична марке 25Г2С. Однако недостатки этого типа сталей при производстве из них арматурного проката наиболее ярко проявляются на марке 25Г2С [4, 5]. Наблюдались аналогичные проблемы на марке 35ГС, прокатываемой в том числе в арматурных профилях nominalным диаметром 8 и 10 мм в бунтах на проволочной линии. Тогда были получены избирательно недовлетворительные механические характеристики,

не отвечающие требованиям ГОСТ 5781, а именно пониженная пластичность, хрупкий излом, высокая прочность, неудовлетворительный изгиб [6].

Наличие в сталях арматурного назначения водорода, поступившего в электродуговую сталь в процессе выплавки и внепечной доводки, достаточно высоких концентраций – 6-24 ppm, и в ряде случаев даже принудительным образом (количество водорода в жидким металле более его термодинамически возможного предельного растворения). Такое количество растворенного в стали водорода обуславливает явление водородного обратимого охрупчивания металла из марганец-кремнистой стали. Обратимая водородная хрупкость арматурных сталей присуща прокату, произведенному преимущественно с термоупрочнением. Водородное охрупчивание горячекатаной арматуры наблюдается значительно реже, чем термоупрочненного проката вследствие повышения внутренних напряжений [7-9].

Водородное старение приводит к тому, что в течение некоторого времени (2-3 недели) наблюдается при повторных испытаниях на растяжение существенное снижение значений предела текучести σ_t – примерно на 55 МПа (зачастую ниже требований стандартов и потребителей) и временного сопротивления разрыву σ_b – на 30 МПа, причем динамика снижения значений временного сопротивления разрыву проявляется в меньшей степени. Далее с увеличением выдержки металла во времени после минимальных значений наблюдается постепенное повышение значений σ_t и σ_b . Достижение значений предела текучести до уровня первичных испытаний в день производства арматурного проката происходит по истечении весьма долгого времени – примерно через 90–300 суток, причем это справедливо для средних и максимальных значений, минимальные значения могут только асимптотически приближаться к первичным значениям. Такое поведение металлопроката может обусловить ошибки при его аттестации и привести к отбраковке у потребителей металла по невыполнению требований к механическим свойствам.

Влияние на изменчивость механических свойств арматурного проката во времени оказывают также особенности деформирования горячекатаного металла на современных сортовых станах. К ним относится высокая скорость прокатки на непрерывных станах, что обуславливает высокую температуру конца прокатки (1000–1100°C), формируется крупное аустенитное зерно и после охлаждения проката наследственно крупное действительное зерно. Это обеспечивает высокий уровень прочностных характеристик: σ_b , пониженные значения предела текучести σ_t и отношения σ_t/σ_b . Кроме того, указанные выше условия способствуют, особенно для стали с повышенным содержанием марганца, развитию аномального структурообразования преимущественно в стали 25Г2С – переход от перлитного к бейнитному превращению, что приводит к охрупчиванию арматурного проката [7-9].

Материалы и методы исследования

Материал для исследования – арматурный прокат периодического профиля номинальным диаметром 8–25 мм из низколегированной стали типа 25Г2С. Арматурный стержневой прокат прокатывали в линии 21-клетьевого сортового стана 320 со скоростью до 20 м/с и последующим интенсивным водяным охлаждением в 6-форсуночных секциях водяного охлаждения с рабочим давлением до 2 МПа, расположенных последовательно с разрывами между секциями для реализации как прерванного, так и прерывистого (процесс термоциклирования) охлаждения. В линии стана и участка поточной термической обработки установлены пиromетры, на трассе интенсивного водяного охлаждения-упрочнения – измеритель магнитных свойств проката (ИМС). Проволочная линия – стан 150 комбинированного стана 320/150, также использовалась линия водяного охлаждения, скорость прокатки 60-80 м/с на арматурных профилях номинальным диаметром 8–12 мм в бунтах. Линия водяного охлаждения бунтового проката состоит из 0-й секции, установленной за клетью D перед проволочным блоком, за проволочным блоком установлены 6 форсуночных секций давлением воды до 1 МПа, для протягивания раскатов через секции водяного охлаждения используются 2 трайбера.

Методики исследования. Для определения химического состава применяют спектрометры ARL 3600, Spectrolab-M, углерода и серы – приборы типа АС и АС, азота общего и свободного – LECO T314 и LECO 436 соответственно, водорода – Strohlein Н-МАТ. Для механических испытаний используют разрывные машины фирмы WPM (Германия) – EU 100, EDZ-40, машины завода «Точмашприбор» – Р-20, Р-50, ИР-500 с программным обеспечением фирмы Walter und Bei.

Определение микротвердости осуществляется приборами ПМТ-3 и LECO-MAT 240. Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе Olympus IX70.

Методики испытаний и исследований изложены в следующей нормативной документации: ГОСТ 5639-82 [10], 8233-56 [11], ГОСТ 5640-2020 [12], ГОСТ 1497-84, применялись методы математической статистики.

Переиспытание свойств проката через определенные промежутки времени проводилось периодически через 1-3 недели.

Полученные результаты и их обсуждение

Особенности аномального структурообразования в горячекатаной арматуре из стали марки 25Г2С. Горячекатаная арматура периодического профиля с номинальным диаметром 10, 16, 20 мм из стали марки 25Г2С на класс прочности А3 (A400) изготавливается в стержнях мерной длины, а арматура номинальным диаметром 8–12 мм – как в бунтах, так и в стержнях. Для исследования была выплавлена серия плавок с химическим составом, представленным в **табл. 1**, имеющим повышенное содержание марганца в пределах нормативных марочных значений.

Таблица 1. Химический состав опытных плавок из стали 25Г2С
Table 1. Chemical composition of experimental 25G2C steel melts

Номер плавки	Химические элементы, %					
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu
1	0,24	1,43	0,71	0,08	0,17	0,27
2	0,27	1,46	0,71	0,09	0,20	0,28
3	0,26	1,46	0,71	0,08	0,21	0,28
4	0,28	1,43	0,71	0,09	0,21	0,29

Арматурный прокат из стали 25Г2С производился в горячекатаном состоянии на современных скоростных мелкосортных и проволочных станах как в стержнях мерной длины, так и в бунтах. В зависимости от темпа прокатки, профилеразмера, режима нагрева заготовок в нагревательных печах обеспечивается высокая температура конца прокатки, достигающая 1000–1100°C. Несмотря на то, что в межклетевых промежутках успевает пройти динамическая рекристаллизация, высокая температура прокатки при достаточном времени до водяного охлаждения способствует формированию крупного зерна аустенита и, соответственно, крупнозернистой ферритно-перлитной структуры с участками верхнего бейнита, снижающих в ряде случаев предел текучести и отношение предела текучести и временного сопротивления разрыву σ_t/σ_b ниже стандартных приемочных значений, в том числе и при испытаниях на изгиб. Эта структура обладает пластичностью существенно ниже нормативных значений [5, 13-17]. Также существует большой разброс всех механических характеристик (σ_b , σ_t , δ_5).

Основной причиной неудовлетворительных свойств арматурного проката номинальным диаметром 8 и 10 мм из марки 25Г2С в бунтах является смена механизма структурообразования с перлитного на бейнитный (и даже мартенситный) вследствие развития динамической или даже собирательной рекристаллизации после горячей деформации. Смена механизма структурообразования обусловлена повышением (1000–1050°C) температуры конца прокатки и ускоренным охлаждением проката на воздухе, особенно вентиляторным воздухом. При повышении содержания упрочняющих элементов (например, марганца) механизм структурообразования также меняется выборочно с перлитного на бейнитный. При этом наблюдается повышенный разброс свойств, в ряде случаев с неудовлетворительным изгибом в холодном состоянии [5].

При высоких температурах конца прокатки (~1000°C и выше) в стали происходит интенсивный рост зерна, что влечет за собой пониженные значения σ_t и σ_t/σ_b . Эффективная температура конца прокатки равняется 870–900°C, это достигается естественным путем или с помощью незначительного (с малой скоростью) охлаждения проката водой, воздухом. Марганец, как и другие элементы, такие как хром, молибден, вольфрам, замедляет перлитное и ускоряет бейнитное превращение. В сталях, легированных выше-

указанными элементами, наблюдаются два максимума скорости изотермического распада аустенита (перлитное превращение формирует пластинчатые, а бейнитное – игольчатые структуры). Добавка легирующих элементов приводит к смещению области перлитного превращения вправо, также это может быть связано с микрофизической, междендритной ликвацией химических элементов. Значит, для того чтобы оно произошло, необходимо более мягкое охлаждение металла. В ряде случаев скорость охлаждения на воздухе уже достаточно для того, чтобы произошло бейнитное превращение [5, 18, 19].

Динамика изменения механических свойств горячекатаного арматурного проката во времени. В добавок к неблагоприятной структуре с образованием повышенного содержания бейнита большое влияние оказывает растворенный водород, особенно по истечении некоторого времени. Изменение механических характеристик арматурного проката номинальным диаметром 10–25 мм из стали 25Г2С во времени представлена на рис. 1. С истечением 1–2 недель пластичность проката частично или полностью повышается за счет процессов стабилизации структуры, связанной с релаксацией остаточных напряжений и выделением из стали диффузионным путем водорода [14–17].

Анализ показывает следующее. Примерно на 20 сутки происходит снижение значений временного сопротивления разрыву – максимальная величина составляет минус 32 Н/мм², среднее значение составило минус 12 МПа. В то же время имеются значения σ_b с противоположным знаком – плюс 8,3 МПа. По истечении от 20 до 100 дней происходит повышение минимальных значений до минус 14 МПа от первичных испытаний и относительная их стабилизация примерно на 150 сутки. Далее идет монотонное повышение и к 310 суткам σ_b достигает своего первоначального уровня. Средние значения σ_b изменяются так же, как и минимальные – к 85 суткам достигают значений, полученных при первичных испытаниях, затем стабилизируются в период от 110 до 260 суток на одном уровне плюс 3,5 МПа от первоначального значения. Имеются также значения, при которых стабилизация достигается через 35 суток, к 320 суткам наблюдается плавное повышение σ_b до 14 МПа. Кризис максимальных значений σ_b более сложная – после инкубационного периода (15 суток) наблюдается рост σ_b до максимального значения плюс 27,5 МПа примерно через 55 суток, а затем монотонное их снижение до 17 МПа и повышение до 17–23 МПа к 330 суткам. Таким образом, полоса изменчивости (размах: max - min), обусловленная явлением водородного старения, погрешностью испытаний и колебаниями технологических параметров, составляет: 41–45 МПа в период от 15 до 60 суток, затем этот разбег монотонно уменьшается до 31 МПа на 130 сутки и до 17–23 МПа на 330 сутки. То есть во времени идет процесс сходимости, выравнивания значений максимального и минимального отклонений.

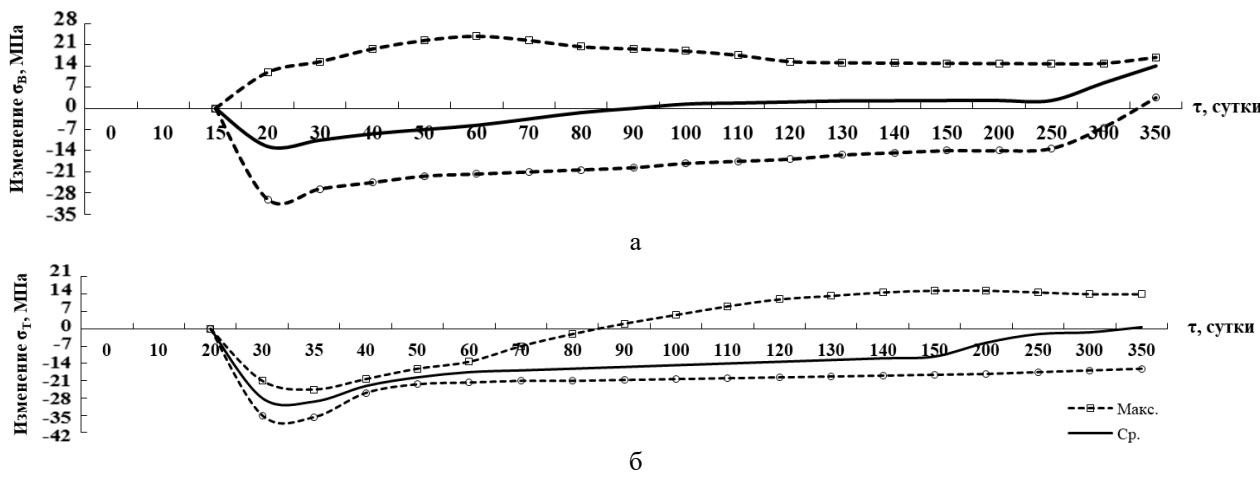


Рис. 1. Изменение во времени прочностных характеристик арматурного проката номинальным диаметром 10-25 мм класса прочности АIII (A400) из стали марки 25Г2С по ГОСТ 5781:
а – временное сопротивление разрыву σ_b ; б – предел текучести σ_t

Fig. 1. Time change in the strength characteristics of reinforcing bars with a nominal diameter of 10-25 mm of strength class AIII (A400) made of steel of 25G2C grade according to GOST 5781:
a is temporary tear resistance σ_b ; б is yield strength σ_t

Динамика изменения предела текучести σ_t во времени похожа на кривые изменчивости временного сопротивления разрыву σ_b , но имеет свои особенности: все три кривые (минимальное, среднее и максимальное отклонения от результатов первичных испытаний) параллельны друг другу и до 85 суток имеют минусовые отклонения, соответственно, наблюдаются инкубационный период в течение 22 суток, после чего – достаточно резкое падение σ_t , минимум которого приходится на 33 сутки: минус 22 МПа, минус 28 МПа и минус 38 МПа соответственно. Затем кривая максимального отклонения (верхняя кривая на рис. 1, б) возрастает и стабилизируется на 60 сутки на уровне минус 19–17 МПа; средняя кривая – на 70 сутки на уровне минус 17 МПа, а затем монотонно поднимается до первоначального уровня на 330 сутки; нижняя кривая (кривая минимальных минусовых отклонений) на 125 сутки достигает 14 МПа и сохраняется на этом уровне до 330 суток. Полоса изменчивости составляет 15 МПа на 33 сутки, затем возрастает на 28 МПа на 130 сутки и до 31 МПа к 330 суткам.

Изменение относительного удлинения δ_{10} за 330 суток составило превышение от значений первичных испытаний, в среднем плюс 2–8% (абс.) за счет диффузионного выделения водорода из стали.

Варьирование механических характеристик (σ_b , σ_t , δ_{10} и отношения σ_t/σ_b) во времени арматурного проката №12 из стали марки 25Г2С с высоким содержанием Mn (1,40–1,46%) (см. табл. 1) составило превышение значений σ_b через 60 суток над уровнем первичных испытаний с последующей стабилизацией. Прирост значений σ_b находился в пределах 46–63 МПа. Предел текучести σ_t имеет тенденцию к снижению. Минимальные значения σ_t наблюдаются на

15-е сутки (падение составляет 52–31 МПа), далее наблюдается незначительный (14 МПа) повышающий тренд σ_t в период с 15 до 60 суток. Относительное удлинение с течением времени увеличивается за счет выделения диффузионно подвижного водорода и стабилизируется примерно через 15 суток. Причем максимальные значения быстрее достигают уровня насыщения.

Отношение σ_t/σ_b в течение времени снижается весьма значительно и повторяет характер изменения σ_t , но более интенсивно, так как при уменьшении значений σ_t одновременно увеличиваются значения σ_b . Стабилизация значений отношения σ_t/σ_b наступает на 15 сутки. Снижение значений $\Delta(\sigma_t/\sigma_b)$ достигает значений 0,07–0,10, минимальное абсолютное значение этого отношения равно 0,56. Для мелкозернистого горячекатаного арматурного проката это отношение должно быть близко к значению 0,66. Высокие значения σ_t/σ_b (до 0,76) при первоначальных испытаниях подтверждают протекание бейнитного превращения. Таким образом, в течение времени за счет выделения водорода и релаксационных процессов отношение σ_t/σ_b резко снижается.

Изменение механических свойств в течение времени объясняется протеканием водородного старения [15]. Водородное старение обусловлено следующим: в процессе вылеживания водород диффузионным путем выделяется в атмосферу и в микропоры – «ловушки», частично освобождая дислокации от атмосферы, и дислокации получают возможность двигаться с уменьшением плотности, соответственно, идет релаксация напряжений. Устанавливается новое равновесное состояние между плотностью дислокаций и концентрацией растворенного водорода. Со временем, как и в других рас-

творах внедрения, водород повторно сегрегирует на дислокации на другом концентрационном уровне, то есть происходит старение с повышением прочностных свойств.

Кроме того, наблюдается неоднородная разнозернистая структура перлита (табл. 2), характерная для динамической рекристаллизации, понижающей значения σ_t и σ_t/σ_b . Сечение разбито на крупные участки (макрозерна), внутри которых расположены колонии перлита разного размера. Для малых профилей диаметром 10 мм наблюдались колонии размером № 7–8, для более крупной арматуры номинальным диаметром 20 мм – № 6–9 (см. табл. 2). Наряду с водородонасыщенностю стали, такая структура обусловливала неоднородность свойств в одном и том же технологическом режиме и в плавке в целом. Последующее вылеживание проката на складе способствует релаксации внутренних напряжений 2-го рода и выравниванию свойств.

Металлографическое исследование образцов из различных профилей показал, что микроструктура поперечного сечения арматуры из стали 25Г2С представляет собой различные сочетания структурных составляющих (см. табл. 2). При неинтенсивном охлаждении и в горячекатаном состоянии наблюдается, наряду с ферритно-перлитными составляющими, верхний (перистый) бейнит в варьируемом количестве. В одних шлифах перлит полностью или почти полностью заменен бейнитом, в других – частично (см. табл. 2, химсостав – по табл. 1 ($Mn = 1,47\%$, в среднем)).

При прокатке варьировали температуру самоотпуска от 810 до 890°C и, изменяя количество штанг в ячейке на холодильнике (от 2 до 6), пытались снизить скорость охлаждения проката на воздухе – это искусственное увеличение суммарного поперечного сечения раската.

После того как первичные испытания вышеуказанных заготовок показали неудовлетворительную пластичность, для отработки технологии были опробованы семь опытных режимов (табл. 3).

Уровень механических свойств и результаты металлографических исследований (см. табл. 2) подтвердили, что исходный аустенит распался при охлаждении по бейнитному механизму.

Разброс значений относительного удлинения δ_5 и неудовлетворительный изгиб в холодном состоянии не давал возможности говорить о достижении необходимого стабильного режима охлаждения проката. Видимо, другой основной причиной низкого значения δ_5 было явление водородного охрупчивания. При высоком содержании марганца в стали (см. табл. 1) увеличивается количество водородных ловушек и, соответственно, диффузионно-подвижный водород медленнее выделяется из проката [14].

При прокатке арматуры номинальным диаметром 16 мм учитывали, что более массивное поперечное сечение по сравнению с прокатом номинальным диаметром 10 мм должно медленнее остывать, а внутреннего тепла вполне достаточно для осуществления перлитного

превращения. Эксперимент продолжили на 6-ти новых режимах (табл. 4 и 5). При испытаниях наблюдался только один неудовлетворительный изгиб при самом низком значении $\delta_5 = 8\%$. Ни на одном из образцов не достигли требуемого значения δ_5 (не менее 14%). Только в VI режиме были обеспечены стабильные результаты на всех пробах $\delta_5 = 12,5\%$ (на других режимах разброс $\delta_5 = 3–4\%$), когда снизили скорость транспортирования штанг на холодильник. Учитывая полученные результаты, снизили скорость прокатки до 10,2 м/с, в ячейку на холодильнике размещали по 3 раската. В результате были получены высокие значения δ_5 , но значение предела текучести оказалось на нижнем пределе. Внутреннего тепла хватило на отпуск и рекристаллизацию, что привело к снижению σ_t .

Таким образом, для получения требуемых свойств арматурного проката из стали марки 25Г2С, соответствующих ГОСТ 5781, необходимы более низкие температуры конца прокатки и условия для замедленного охлаждения проката на воздухе для формирования ферритно-перлитной структуры.

Было предложено выполнить новую серию плавок с более низким содержанием марганца для уменьшения вероятности протекания бейнитного превращения и водородного охрупчивания. Снижение содержания марганца ниже нормативного значения при обеспечении заданных механических свойств оговорено в п. 2.4 ГОСТ 5781 [1].

Новая серия опытных плавок марки 25Г2С имела химический состав, приведенный в табл. 6.

По сравнению с табл. 1, содержание Mn (1,47%, среднее значение) в табл. 6 меньше (1,07 %, среднее значение) на 0,37 абс. %.

При прокатке арматуры номинальным диаметром 16 мм при различных режимах (см. табл. 4) были получены удовлетворительные результаты по всем свойствам, при этом скорость прокатки была поднята до 13,5 м/с.

Когда проводили опробование в арматуре номинальным диаметром 20 мм плавок с высоким содержанием марганца при различных режимах (табл. 7), с температурой самоотпуска 740–950°C, были получены практически одинаковые результаты. Требуемые по НТД значения δ_5 были обеспечены на отдельных образцах, но они были на нижнем пределе. Внутреннего тепла на арматуре номинальным диаметром 20 мм хватило, чтобы отпустить поверхностные слои проката с температурой охлаждения 740°C и получить ферритно-перлитную структуру, которая идентична горячекатаной.

В арматуре на плавках, имеющих химический состав, представленный в табл. 6, прокатанной в номинальных диаметрах 10, 16 и 20 мм, были получены удовлетворительные результаты на всех диаметрах, при этом температура самоотпуска была не выше 990°C (см. табл. 8).

Таблица 2. Микроструктура образцов арматурного проката из стали марки 25Г2С (см. табл. 1 и 6 – химсостав, в табл. 3-5, 7 – режимы горячей прокатки или термической обработки с подохлаждением)

Table 2. The microstructure of reinforcement samples made of steel of 25G2C grade (see Table 1 and Table 6 – chemical composition, Tables 3-5, 7 – modes of hot rolling or heat treatment with subcooling)

Диаметр, м	Номер режима	Механические свойства					Описание микроструктуры
		σ_b , Н/мм ²	σ_t , Н/мм ²	σ_t/σ_b	δ_5 , %	Изгиб	
10	III	730	445	0,61	7,0	неуд.	Структура образца неоднородная, представляет собой смесь бейнита ($\approx 70\%$ от общей площади шлифа), перлита, игольчатого феррита и феррита (табл. 3)
10	IV	770	470	0,61	5,8	неуд.	Структура неоднородная, смесь бейнита (около 75%), перлита, феррита и игольчатого феррита 1-го балла по ряду А. Величина перлитной колонии – № 8, 7 (табл. 3)
10	V	750	425	0,57	21,0	уд.	Структура неоднородная по сечению, смесь феррита, перлита, бейнита ($\approx 15\%$). Величина перлитной колонии – № 8, 7. В месте разделения (слиттинг-процесс) наблюдается полосчатость ферритно-перлитной структуры 3-го балла по ряду Б (табл. 3)
16	V	742	509	0,69	18,8	уд.	Структура однородная, ферритно-перлитная. Соотношение феррита к перлиту – 60/40 %. Величина действительного зерна – № 8, 9, 7 (табл. 4, 5)
16	V	738	490	0,66	6,5	неуд.	Структура неоднородная по сечению и представляет собой смесь феррита, перлита, бейнита ($\approx 20\%$), игольчатого феррита в различном соотношении по сечению. Величина перлитной колонии – № 8, 7, 9 (табл. 4, 5)
16	V	734	478	0,65	21,0	неуд.	Структура неоднородная по сечению, смесь бейнита ($\approx 60\%$), феррита, перлита. В центре образца, в осевой зоне имеется резко очерченный участок аномальной структуры, состоящий из промежуточной фазы с вкраплением зерен перлита (табл. 5)
20	I	660	440	0,67	22,5	уд.	Структура ферритно-перлитная, однородная. Соотношение феррита к перлиту – 50/50%. Величина действительного зерна – № 8, 7. Имеется видманштеттов феррит, соответствующий баллу 1 по ряду А (табл. 8)
20	II	660	425	0,64	25,0	уд.	Структура ферритно-перлитная, однородная. Соотношение феррита к перлиту – 60/40%. Величина действительного зерна – № 7, 8, 6. Имеется незначительный видманштетт 0,5 балла (табл. 8)
20	I	730	460	0,63	15,5	уд.	Структура неоднородная, смесь перлита, феррита, бейнита ($\approx 15\%$) и игольчатого феррита. Величина действительного зерна – № 7, 6 (табл. 7)
20	II	720	455	0,63	14,5	уд.	В макроструктуре образца имеется три зоны: поверхностная, переходная и сердцевина. Толщина поверхностного слоя и переходной зоны – 0,36–0,48 мм (по телу), 0,84–1,20 мм (по поперечному ребру). Микроструктура поверхностного слоя – продукты отпуска, переходной зоны – феррит, бейнит, перлит. Структура сердцевины – ферритно-перлитная, соотношение феррита к перлиту – 60/40%. Имеется незначительно количество бейнита ($\approx 10\%$). Величина действительного зерна – № 8, 7, 9. Имеется незначительное количество видманштеттова феррита 0,5 балла (табл. 7)
20	III	730	460	0,63	17,0	уд.	Макроструктура и микроструктура поверхностного слоя и входной зоны аналогична образцу 10. Толщина поверхностного слоя составляет 0,30–0,48 мм (по телу), 0,72–0,98 мм (по продольным ребрам). Микроструктура сердцевины – ферритно-перлитная. Соотношение феррита к перлиту – 60/40%. Величина действительного зерна – № 7, 8, 6. Имеется незначительное количество бейнита ($\approx 15\%$). Наблюдаются видманштетты феррит 1 балла (табл. 7)

Примечание. Микроструктура, ее полосчатость определяли по ГОСТ 5639, ГОСТ 5640 [10, 12].

Таблица 3. Технологические режимы производства арматуры диаметром 10 мм и ее механические свойства
Table 3. Technological modes of production of reinforcing bars with a diameter of 10 mm and mechanical properties

Номер режима	Номер секции, давление, МПа	Скорость прокатки, м/с	Температура за 8-й клетью, °C	Температура самоотпуска, °C	σ_b , Н/мм ²	σ_t , Н/мм ²	σ_t/σ_b	δ_5 , %	Изгиб
I	$P_{02} = 0,5$	13,2	1050	810-830	740 760	475 455	0,64 0,59	4,8 6,4	неуд. неуд.
			Повтор через 35 суток		796 860	428 451	0,54 0,52	19,0 15,0	неуд. неуд.
II	$P_{02} = 0,35$	13,5	1040-1050	830-850	740 750	445 450	0,60 0,60	12,5 11,0	неуд. уд.
			Повтор через 35 суток		846 836	462 451	0,55 0,54	14,0 16,0	неуд. неуд.
III	$P_{02} = 0,35$	13,5	1050-1070	840-860	730 770	445 480	0,61 0,62	10,0 6,8	уд. неуд.
			Повтор через 35 суток		790 740	455 413	0,57 0,55	14,0 24,4	неуд. уд.
IV	$P_{02} = 0,2$	13,5	1060-1070	860-880	780 800	470 455	0,60 0,57	13,5 8,8	неуд. неуд.
			Повтор через 35 суток		816 790	447 439	0,55 0,55	14 21	неуд. уд.
V	$P_{02} = 0,05$	14,5	1060-1080	870-890	730 750	415 450	0,56 0,60	21,5 8,8	уд. уд.
			Повтор через 35 суток		816 753	455 413	0,58 0,55	17,8 20,6	уд. уд.
VI	$P_{02} = 0,1$	15,0	1045-1065	870-885	740 810	415 490	0,56 0,60	23 9,8	уд. неуд.
			Повтор через 35 суток		768 767	425 422	0,55 0,55	18,8 19,6	уд. уд.
VII	$P_{02} = 0,1$	13,5	1050-1060	850-870	730 740	445 440	0,61 0,59	8,6 10,4	неуд. неуд.
			Повтор через 35 суток		823 833	455 450	0,55 0,54	16,4 17,6	неуд. неуд.

Таблица 4. Опытная прокатка стали марки 25Г2С в арматурном профиле номинальным диаметром 16 мм на класс прочности АIII по ГОСТ 5781-82 (химсостав – по табл. 1 (Mn = 1,47%, в среднем))

Table 4. Experimental rolling of steel of 25G2C grade in a reinforcing profile with a nominal diameter of 16 mm for strength class AIII according to GOST 5781-82 (chemical composition – according to Table 1, Mn = 1.47%, on average)

Номер режима	Секция, давление воды, МПа	Скорость прокатки, м/с	Температура за 8-й клетью, °C	Температура самоотпуска, °C	σ_b , Н/мм ²	σ_t , Н/мм ²	σ_t/σ_b	δ_5 , %	Изгиб
I	$P_{2\text{кор.}} = 2,0$	13,5	1060-1080	800-810	720 740	445 460	0,62 0,62	11,5 10,5	уд. уд.
II	Горячекатаное состояние без охлаждения	13,5	1080-1090	960-980	750 720	480 450	0,64 0,62	11,0 11,0	уд. уд.
III	$P_{2\text{кор.}} = 0,2$	13,5	1080-1090	905-920	730 730	450 450	0,62 0,62	10,5 9,0	уд. уд.
IV	Подохлаждение за 18-й клетью	13,5	1080-1090	935-940	720 740	455 460	0,63 0,62	9,5 12,0	уд. уд.
V	Подохлаждение за 18-й клетью	13,5	1060-1080	940	740 750	450 470	0,61 0,63	9,0 8,0	уд. неуд.
VI	Подохлаждение за 18-й клетью	11,0	1045-1065	900-905	730 730	465 445	0,64 0,61	12,5 12,5	уд. уд.

Таблица 5. Опытная прокатка стали марки 25Г2С в арматурном профиле № 16 на класс прочности АIII по ГОСТ 5781-82 (повтор через 32 суток)

Table 5. Experimental rolling of steel of 25G2C grade in a reinforcing profile No. 16 for strength class AIII according to GOST 5781-82 (repeat after 32 days)

Номер режима	Количество секций	Скорость прокатки, м/с	Температура за 8-й клетью, °C	Температура самоотпуска, °C	σ_b , Н/мм ²	σ_t , Н/мм ²	σ_t/σ_b	δ_5 , %	Изгиб
I	Подохлаждение за 16-й, 18-й клетями	10,2	1055-1065	885-895	690 700	400 415	0,58 0,59	10,5 8,0	уд. уд.
	Повтор через 32 суток				735 731	478 421	0,65 0,58	21,0 17,5	уд. уд.
II	Подохлаждение за 16-й, 18-й клетями	10,2	1040-1060	880-890	700 710	410 415	0,59 0,58	21 21	неуд. неуд.
	Повтор через 32 суток				807 802	418 421	0,65 0,58	16,3 16,8	уд. уд.
III	Горячекатаное состояние без охлаждения	10,2	1040-1055	920-930	690 690	405 410	0,58 0,59	13,0 захв.	уд. уд.
I	Горячекатаное состояние без охлаждения	13,5	1085-1095	970-990	650 650	425 420	0,65 0,65	23 23	уд. уд.
	Повтор через 32 суток				650 656	410 408	0,63 0,62	29,4 28,0	уд. уд.
II	Подохлаждение за 16-й, 18-й клетями	13,5	1085-1095	935-950	650 640	425 430	0,65 0,67	21,5 20	уд. уд.
	Повтор через 32 суток				662 663	414 418	0,63 0,63	28,5 30,0	уд. уд.
III	$P_{02}=0,2$	13,5	1070-1090	890-930	650 650	430 430	0,66 0,66	21 21	уд. уд.
	Повтор через 32 суток				661 658	415 411	0,63 0,62	29,1 29,1	уд. уд.
IV	Подохлаждение за 16-й клетью	13,5	1070-1080	960-970	640 660	420 425	0,66 0,64	21,0 23	уд. уд.

Таблица 6. Химический состав стали 25Г2С – 2-я серия

Table 6. Chemical composition of steel of 25G2C grade – 2nd series

Химические элементы					
C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu
0,26	1,06	0,81	0,06	0,19	0,21
0,28	1,06	0,81	0,11	0,17	0,30
0,28	1,05	0,78	0,11	0,16	0,33
0,28	1,07	0,81	0,09	0,14	0,33
0,25	1,09	0,82	0,10	0,17	0,28

Таблица 7. Опытная прокатка стали марки 25Г2С в арматурном профиле № 20 на класс прочности АIII по ГОСТ 5781-82 (химсостав по табл. 6 (Mn = 1,07% в среднем))

Table 7. Experimental rolling of steel of 25G2C grade in reinforcing profile No. 20 for strength class AIII according to GOST 5781-82 (chemical composition – according to Table 6 (Mn = 1.07% on average))

Номер режима	Количество секций	Скорость прокатки, м/с	Температура за 8-й клетью, °C	Температура за 20-й клетью, °C	Температура самоотпуска, °C	σ_b , Н/мм ²	σ_t , Н/мм ²	σ_t/σ_b	δ_5 , %	Изгиб
I	Горячекатаное состояние без охлаждения	8,0	1055-1060	1000-1020	930-950	714 708	446 435	0,62 0,62	12,0 9,3	уд. уд.
	Повтор через 30 суток				725 720	460 460	0,63 0,64	14,8 15,5	уд. уд.	
II	$P_{1\text{кор}}=0,5$	8,66	1060-1070	1010-1020	766-780	710 714	460 468	0,65 0,66	14,0 12,6	уд. уд.
	Повтор через 30 суток				720 720	450 460	0,63 0,64	19,1 14,3	уд. уд.	
III	$P_{1\text{кор}}=1,0$	8,66	1060-1070	1010-1020	740-750	723 714	466 454	0,64 0,64	14,8 10,8	уд. уд.
	Повтор через 30 суток				725 725	461 460	0,64 0,63	19,5 17,0	уд. уд.	

Таблица 8. Прокатка стали марки 25Г2С в арматурных профилях № 10, 16 и 20 на класс прочности АIII по ГОСТ 5781-82

Table 8. Rolling of steel of 25G2C grade in reinforcing profiles No. 10, 16 and 20 for strength class AIII according to GOST 5781-82

Профилеразмер	Химический состав	Режим прокатки	σ_b , Н/мм ²	σ_t , Н/мм ²	σ_t/σ_b	δ_5 , %	Изгиб
№ 10	C=0,27, Mn=1,11, Si=0,84	$P_{1\text{кор}} = 0,5/0,5$, $V_{\text{пп}} = 13$ м/с $t_{\text{кор}} = 800-820^\circ\text{C}$	690 680	425 425	0,62 0,63	23,0 29,0	уд. уд.
№ 10	C=0,28, Mn=1,09, Si=0,79	$P_{1\text{кор}} = 0,5/0,5$, $V_{\text{пп}} = 13$ м/с $t_{\text{кор}} = 800-820^\circ\text{C}$	670 680	450 450	0,67 0,66	29,0 25,0	уд. уд.
№ 10	C=0,27, Mn=1,07, Si=0,79	$P_{1\text{кор}} = 0,5/0,5$, $V_{\text{пп}} = 13$ м/с $t_{\text{кор}} = 800-820^\circ\text{C}$	670 680	440 455	0,66 0,67	26,0 27,0	уд. уд.
№ 16	C=0,26, Mn=1,06, Si=0,81	г/к, $V_{\text{пп}} = 13,5$ м/с $t_{\text{кор}} = 980-990^\circ\text{C}$	640 650	430 430	0,67 0,66	20,0 21,0	уд. уд.
№ 16	C=0,28, Mn=1,07, Si=0,81	г/к, $V_{\text{пп}} = 13,5$ м/с $t_{\text{кор}} = 980-990^\circ\text{C}$	660 670	445 440	0,67 0,66	22,5 20,5	уд. уд.
№ 16	C=0,28, Mn=1,05, Si=0,82	г/к, $V_{\text{пп}} = 13,5$ м/с $t_{\text{кор}} = 980-990^\circ\text{C}$	660 670	430 430	0,65 0,64	21,5 19,5	уд. уд.
№ 20	C=0,25, Mn=1,10, Si=0,83	г/к, $V_{\text{пп}} = 8,66$ м/с $t_{\text{кор}} = 950-970^\circ\text{C}$	670 660	455 450	0,68 0,68	21,0 20,0	уд. уд.
№ 20	C=0,25, Mn=1,10, Si=0,83	Повтор через 30 суток	660 690	435 430	0,66 0,62	26,2 24,1	уд. уд.
№ 20	C=0,26, Mn=1,07, Si=0,81	г/к, $V_{\text{пп}} = 8,66$ м/с $t_{\text{кор}} = 950-970^\circ\text{C}$	650 650	435 445	0,67 0,68	16,5 19,5	уд. уд.

Проведенные повторные испытания через месяц показали небольшое увеличение значений σ_b , σ_t и значительный рост δ_5 при обеспечении удовлетворительных изгибов (кроме арматуры номинальным диаметром 10 мм). Такое изменение механических свойств происходит при возврате и отдыхе, когда стабилизируется кристаллическая структура и релаксируют остаточные напряжения.

При моделировании процессов искусственного возврата и отпуска путем нагрева до определенной температуры и медленном остывании проката хорошо заметно изменение механических свойств. При нагреве до 250°C происходят процессы возврата и стабилизации кристаллической структуры, поэтому наблюдается повышение прочностных свойств и пластичности. При нагреве до 500°C происходит средний отпуск проката и частично диффузионный распад бейнита на ферритно-карбидную смесь, а потому прочность несколько падает, а пластичность растет.

Другой причиной роста пластичности после вылеживания металла на складе является выделение водорода. При первичных испытаниях на некоторых изломах наблюдались водородные метки – хаотично расположенные в поперечном сечении точки белого цвета различного размера, что подтверждает водородную природу «провалов» по пластическим характеристикам. Взаимодействие водородного охрупчивания и высокого марганца привели к неудовлетворительным результатам при прокатке плавок с химическим составом по табл. 1 (среднее содержание марганца 1,47%). При прокатке арматуры номинальным диаметром 10 мм это взаимодействие привело к образованию микротрещин (водородные включения являлись концентраторами напряжений в напряженной структуре металла после прокатки), и даже выделение водорода после вылеживания

металла на складе не привело к удовлетворительным изгибам. Разрыв образцов наиболее вероятно произошел по микротрещинам от давления растворенного в металле водорода. В других профилеразмерах арматурного проката поперечное сечение было в меньшей степени напряжено (кольцо закалочных структур значительно меньше, чем в арматуре диаметром 10 мм), а потому повторные испытания показали положительные результаты.

После месячного вылеживания металла на альюстаже сортового цеха на плавках с химическим составом по табл. 6 (среднее содержание марганца 1,07%) наблюдается небольшой рост значения временного сопротивления разрыву $\Delta\sigma_b \approx 5-10$ Н/мм², снижение предела текучести $\Delta\sigma_t \approx 10-20$ МПа и увеличение относительного удлинения $\Delta\delta_5 \approx 5-10$ абс.%, что объясняется стабилизацией кристаллической структуры и выделением водорода.

На плавках с химическим составом по табл. 1 после месячного вылеживания наблюдается следующее изменение механических свойств:

а) на образцах, отобранных с арматуры номинальным диаметром 20 мм, механические свойства изменились так же, как и у арматуры с химическим составом по табл. 6;

б) на образцах, отобранных с арматуры номинальным диаметром 10, 16 мм, произошло увеличение σ_b на 10-70 МПа (меньшее увеличение произошло на горячекатаной арматуре), однозначно сказать о том, в какую сторону изменилось σ_t , нельзя, значительно увеличилось $\delta_5 \approx 10-15$ абс.%, так что выделение водорода на этих плавках сказалось в большей степени, так как его влияние на пластичность из-за высокого содержания марганца более значимо.

Таким образом, производство горячекатаного арматурного проката из стали марки 25Г2С характеризуется низкой надежностью обеспечения комплекса механических и эксплуатационных характеристик. Для арматуры из стали 35ГС наблюдаются аналогичные процессы, но выраженные в меньшей степени, чем для стали 25Г2С.

Обратимое водородное охрупчивание арматурного проката. Зачастую на горячекатаном арматурном прокате наблюдаются явления обратимого водородного охрупчивания [5, 14–17]. При этом относительное удлинение δ_5 , δ_{10} при насыщении стали водородом при первичных испытаниях может быть минимально – до 1 отн.% при норме для класса прочности 400 МПа – не менее 14 отн.% для δ_5 . Через 7–10 дней вылеживания значения относительного удлинения достигают нормативных значений за счет выделения водорода. Относительное удлинение достигает момента «насыщения» – максимального значения, и далее стабилизируется во времени. Максимальная пластичность соответствует удалению диффузионно-подвижного водорода в количестве 85–95%, а остаточное содержание водорода в стали не должно превышать 2 ppm. В дальнейшем содержание водорода снижается на 5–7% без изменения пластичности металла. Возможно также протекание процессов естественного старения, которое может быть положительным или отрицательным – при положительном старении увеличиваются прочностные характеристики и уменьшаются пластические, а при отрицательном старении при повышении прочности относительное удлинение или не изменяется, или даже возрастает [7–9, 15–17].

Водородная обратимая хрупкость теоретически обусловлена следующим: атомарный водород, переходящий в молекулярный и содержащийся в различного типа ловушках (остатки столбчатых кристаллов в микроструктуре проката, неметаллические включения, искажения кристаллической решетки по различным причинам и т.п.), создает остаточные напряжения, в результате которых и наблюдается явление хрупкости металла; после выделения диффузионно-подвижного водорода хрупкость исчезает.

Изменчивость во времени механических свойств интенсивно упрочненного арматурного проката на классы прочности 500–1000 МПа. В отличие от горячекатаного проката, на термомеханически упрочненной арматуре при формировании квазикомпозитной структуры, особенно после технологии ее термоциклирования, отсутствует явно выраженное изменение свойств во времени [20–23].

На рис. 2 представлены графики изменчивости во времени (примерно год и три месяца) механических свойств термомеханически упрочненного арматурного проката среднего класса ($\sigma_t = 460$ –600 МПа) прочности из низкоуглеродистой стали. Усреднение опытных данных позволило выявить следующее:

– временное сопротивление разрыву и текучести имеют несущественный минимум (минус 4–7 МПа) и

(минус 7–9 МПа) соответственно; примерно через 70 суток наблюдается возврат значений к первоначальному уровню вследствие явления водородного старения с последующим ростом до плюс 5–10 МПа и стабилизации на этом уровне;

– относительное удлинение δ_{10} за счет выделения водорода увеличивается на 2,5 абс.% и стабилизируется во времени.

На рис. 3 представлена динамика механических характеристик арматурного проката класса прочности At800/At1000 в течение 8–12 месяцев. Анализ данных, представленных на рис. 3, показывает, что во времени высокопрочный термомеханически упрочненный прокат практически не разупрочняется, имеет максимум. Так, после выделения водорода предел прочности принимает истинное значение. Предел текучести имеет минимум, но его абсолютное значение меньше минимума, характерного для класса прочности 500, что объясняется менее интенсивным выделением водорода из термоупрочненного проката. Пластичность за счет выделения водорода значительно возрастает и стабилизируется на максимальном значении через некоторое время.

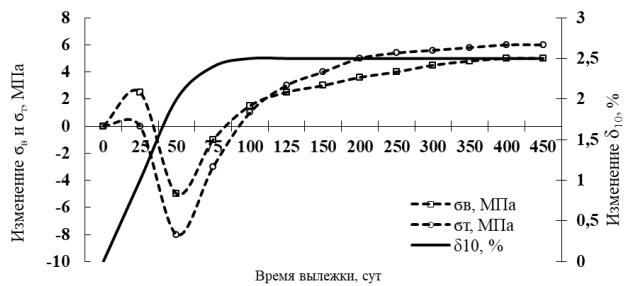


Рис. 2. Изменение временного сопротивления разрыву, предела текучести и относительного удлинения арматуры класса прочности 500 во времени

Fig. 2. Change in the temporary tear resistance, yield strength, and elongation of 500 grade reinforcing bars over time

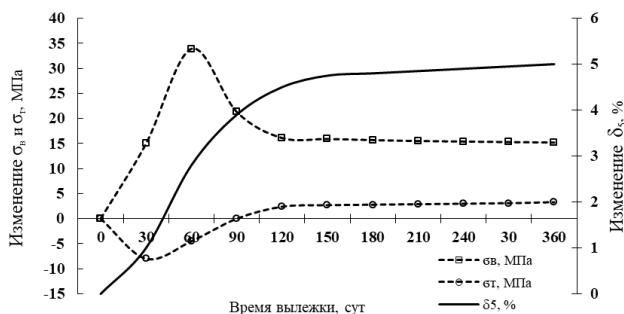


Рис. 3. Изменение во времени σ_b , σ_t и δ_5 арматуры класса прочности At800/At1000

Fig. 3. Time variation of σ_b , σ_t and δ_5 reinforcing bars of strength grade of At800/At1000

В случае низких значений δ_5 при первичных испытаниях прирост (см. рис. 2, 3) со временем будет весьма существенен ($\Delta\delta_5 \approx 0$ –5 абс.%).

Заключение

1. Горячекатаный (температура конца прокатки – 1000–1100°C) арматурный прокат из низколегированной кремнемарганцевой стали 25Г2С и ускоренно охлажденный прокат (до 700–750°C и выше) имеют склонность к существенному разупрочнению во времени за счет водородного старения. Особенность изменения предел текучести. Максимальное снижение σ_t происходит через 30–33 суток, σ_b – через 20 суток и составляет 55 МПа. После минимума в значениях σ_b и σ_t наблюдается их увеличение (в течение 30–60 дней) и стабилизация примерно на постоянном уровне (для σ_t – минус 17 МПа, а для σ_b наблюдаются даже плюсовые отклонения от первоначального значения).

2. Относительное удлинение имеет тенденцию к значительному увеличению и стабилизации – «насыщению» на определенном уровне для всех марок стали и классов прочности. Превышение δ_{10} , δ_5 составляет до 10–15 абс.% от результатов первичных испытаний. Причем для горячекатаного проката прирост относительного удлинения минимален (на уровне максимум 5 абс.%), а для термически упрочненного проката эффект усиливается с повышением прочности арматуры, когда при первичных испытаниях наблюдаются очень низкие значения пластических характеристик из-за явления обратимой водородной хрупкости.

3. С увеличением степени термического упрочнения прокат в меньшей степени разупрочняется во времени. Для классов прочности 500 значения пределов прочности и текучести с течением времени ведут себя одинаково, имеют минимум, а затем эти значения достигают результатов на день прокатки и незначительно его превышают. Для классов прочности Ат800/Ат1000 временное сопротивление разрыву не имеет минимума, а только максимум, предел текучести имеет незначительный минимум, что связано с менее интенсивным выделением водорода из-за большей степени термоупрочнения проката.

4. Изменение механических характеристик проката во времени связано с его структурным состоянием и степенью наводораживания стали. Выделение водорода приводит к явлению водородного старения. В крупнозернистых горячекатанных сталях это обуславливает разупрочнение, в слоистых квазикомпозитных структурах упрочненного проката – разупрочнения не происходит или выражено несущественно. При этом пластические свойства проката значительно увеличиваются.

5. Наблюдается в ряде случаев выборочная смена перлитного на бейнитное превращение, обусловленное явлением формирования крупнозернистой структуры и ликвационными процессами.

6. Технологические режимы охлаждения арматурного проката определяются химическим составом стали, заданным классом прочности, номинальным

диаметром арматурного проката, практически возможным уровнем скорости прокатки, определяющим время и скорость-интенсивность охлаждения и кинетику прохождения процессов закалки с самоотпуском. Для арматурного проката в бунтах определяющим из технологических параметров является температура виткообразования, как аналог температуры самоотпуска. Немаловажное значение имеет вторая стадия воздушного охлаждения витков арматуры в бунтах, то есть интенсивность охлаждения витков проката вентиляторным воздухом блоков струйного охлаждения (БСО) линии «Стелмор».

Список источников

1. ГОСТ 5781-82. Сталь горячекатаная для армирования железобетонных конструкций. Технические условия. Статус на 2023 г. – заменен на ГОСТ 34028-2016. (Срок действия с 01.01.2018 г.).
2. ГОСТ 10884-94. Сталь арматурная термомеханически упрочненная для железобетонных конструкций. Технические условия. Статус на 2023 г. – заменен на ГОСТ 34028-2016. (Срок действия с 01.01.2018 г.).
3. ГОСТ 34028-2016. Прокат арматурный для железобетонных конструкций. Технические условия. Срок действия с 01.01.2018 г. (Взамен ГОСТ 5781-82 и ГОСТ 10884-94).
4. Производство арматурной стали / Л.Н. Левченко, А.С. Натапов, Л.Ф. Машкин и др. М.: Металлургия, 1984. 136 с.
5. Сычков А.Б. Совершенствование технологии производства арматурного проката в бунтах // Сталь. 1995. № 2. С. 37-39.
6. Арматурный прокат для железобетонных конструкций и изделий. Справочное пособие / Ю.Т. Худик, Е.М. Рыбалька, В.И. Большаков и др.; под ред. Ю.Т. Худика, А.В. Кекуха. Кривой Рог: СП «Мира», 2000. 115 с.
7. Сычков А.Б., Жигарев М.А., Перчаткин А.В. Технологические особенности производства арматурного проката широкого назначения: монография. Магнитогорск: ГОУ ВПО МГТУ, 2006. 499 с.
8. Водородная эра в отечественной металлургии. Сообщение 1 / Ю.Л. Ершов, А.Г. Шакуров, В.М. Паршин, А.Г. Колесников, А.Ю. Шицов // Сталь. 2021. № 11. С. 50-56.
9. Водородная эра в отечественной металлургии. Сообщение 2 / Ю.Л. Ершов, А.Г. Шакуров, В.М. Паршин, А.Г. Колесников, А.Ю. Шицов // Сталь. 2021. № 12. С. 48-57.
10. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. Срок действия с 01.01.1983 г.
11. ГОСТ 8233-56. Сталь. Эталоны микроструктуры. Ограничение срока действия снято, протокол 4-93 (ИУС 4-94).
12. ГОСТ 5640-2020. Сталь. Металлографические методы оценки микроструктуры проката стального плоского. Срок действия с 01.10.2021 г.
13. Сычков А.Б., Олейник А.А., Жигарев М.А. Об изменчивости механических свойств проката во времени // Труды пятого конгресса прокатчиков, Череповец, октябрь 2003 г. М.: ОАО «Черметинформация», 2004. С. 264-269.

14. Термомеханическая обработка проката из непрерывно-литой заготовки малого сечения / В.В. Парусов, А.К. Белитченко, Н.А. Богданов, А.Б. Сычков, А.М. Нестеренко, О.В. Парусов. Запорожье: ЗГУ, 2000. 142 с.
15. Заика В.И., Кащенко Ю.А., Брехаря Г.П. Водород в промышленных сталях. Запорожье: ЗГУ, 1998. 192 с.
16. Стойкость против водородного растрескивания проката из конструкционной стали после термической обработки / В.В. Науменко, Л.В. Мунтин, О.А. Баранова, К.С. Сметанин // Сталь. 2021. № 3. С. 44-50.
17. Курбский С.В., Великоцкий Р.Е., Должиков В.В. Развитие представлений о механизме водородной хрупкости на основе теории молекулярного давления водорода // Бюл. Черная металлургия. 2023. Т. 79. № 6. С. 476-480.
18. Попов А.А., Попова А.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Справочник термиста. М.; Свердловск: Гос. науч.-техн. изд-во машиностроит. лит., 1961. 431 с.
19. Формирование микроструктуры и механических свойств арматурного проката в бунтах из двух- и мультифазной стали / А.Б. Сычков, А.М. Нестеренко, А.Н. Завалищин, И.Г. Шубин, А.Б. Моллер, Б.А. Кулаков // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2023. Т. 21. № 4. С. 70-80.
20. Мадатян С.А. Массовые виды арматурной стали с композитной структурой для железобетонных конструкций // Черная металлургия России и стран СНГ в XXI веке. М.: Металлургия, 1994. Т. 4. С. 73-75.
21. Каиев А.Т., Богомолов А.В. Формирование градиентно-слоистой структуры при деформационно-термической обработке арматурной стали // Сталь. 2020. № 7. С. 67-72.
22. Принципы создания материалов с пространственным распределением макроскопических областей с различными физическими и механическими свойствами / Е.Н. Блинова, М.А. Либман, В.Н. Петровский, Е.В. Пименов // Сталь. 2021. № 11. С. 46-50.
23. Структурообразование и формирование механических и технологических свойств арматурного проката при посточной термической обработке / А.Б. Сычков, О.Н. Тулупов, А.Н. Завалищин, Н.А. Баранов // Черные металлы. 2024. № 3 (1107). С. 47-55.
6. Khudik Yu.T., Rybalka E.M., Bolshakov V.I., Kekukh A.V. *Armaturniy prokat dlya zhelezobetonnyh konstruktsiy i izdeliy. Spravochnoe posobie* [Reinforcing bars for reinforced concrete structures and products. Reference book]. Krivoy Rog: Mira, 2000, 115 p. (In Russ.)
7. Sychkov A.B., Zhigarev M.A., Perchatkin A.V. *Tekhnologicheskie osobennosti proizvodstva armaturnogo prokata shirokogo naznacheniya. Monografija* [Technological features of the production of wide-purpose reinforcing bars. Monograph]. Magnitogorsk: State Educational Institution of Higher Professional Education MSTU, 2006, 499 p. (In Russ.)
8. Ershov Yu.L., Shakurov A.G., Parshin V.M., Kolesnikov A.G., Shishov A.Yu. Hydrogen era in domestic metallurgy. Report 1. *Stal* [Steel], 2021;(11):50-56. (In Russ.)
9. rshov Yu.L., Shakurov A.G., Parshin V.M., Kolesnikov A.G., Shishov A.Yu. Hydrogen era in domestic metallurgy. Report 2. *Stal* [Steel], 2021;(12):48-57. (In Russ.)
10. State standard GOST 5639-82. Steels and alloys. Methods for detection and determination of grain size.
11. State standard GOST 10243-75. Steel. Methods of tests and estimation of macrostructure.
12. State standard GOST 5640-2020. Steel. Metallographic method for determination of microstructure of flat rolled product.
13. Sychkov A.B., Oleynik A.A., Zhigarev M.A. On the variability of the mechanical properties of rolled products over time. *Trudy pyatogo kongressa prokatchikov, Cherepovets, oktyabr 2003g.* [Proceedings of the fifth congress of distributors, Cherepovets, October 2003]. Moscow: JSC Chermet-informatsiya, 2004, pp. 264-269. (In Russ.)
14. Parusov V.V., Belitchenko A.K., Bogdanov N.A., Sychkov A.B., Nesterenko A.M., Parusov O.V. *Termomechanicheskaya obrabotka prokata iz nepreryvno-liton zagotovki malogo secheniya* [Thermo-mechanical processing of rolled products from continuously cast blanks of small cross-section]. Zaporizhzhia: ZNU, 2000, 142 p.
15. Zaika V.I., Kashchenko Yu.A., Brekharya G.P. *Vodorod v promyshlennyh stalyah* [Hydrogen in industrial steels]. Zaporizhzhia: ZNU, 1998, 192 p.
16. Naumenko V.V., Muntin L.V., Baranova O.A., Smetanin K.S. Resistance to hydrogen cracking of rolled structural steel after heat treatment. *Stal* [Steel], 2021;(3):44-50. (In Russ.)
17. Kurbsky S.V., Velikotsky R.E., Dolzhikov V.V. Development of ideas about the mechanism of hydrogen fragility based on the theory of molecular pressure of hydrogen. *Byul. Chernaya metallurgiya* [Bull. Ferrous metallurgy], 2023;79(6):476-48. (In Russ.)
18. Popov A.A., Popova A.E. *Izotermicheskie i termokineticheskie diagrammy raspada pereohlazhdennogo austenita. Spravochnik termista* [Isothermal and thermokinetic diagrams of the decomposition of supercooled austenite. Heat treaters' handbook]. Moscow, Sverdlovsk: State Scientific and Technical Publishing House of Mechanical Engineering Literature, 1961, 431 p. (In Russ.)
19. Sychkov A.B., Nesterenko A.M., Zavalishchin A.N., Shubin I.G., Moller A.B., Kulakov B.A. Formation of microstructure and mechanical properties of reinforcing bars in coils made of two- and multiphase steel. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2023;21(4):70-80. (In Russ.)

References

1. State standard GOST 5781-82. Hot-rolled steel for reinforcement of ferroconcrete structures. Specifications. Status for 2023 - replaced by GOST 34028-2016.
2. State standard GOST 10884-94. Thermomechanically hardened steel bars for reinforced concrete constructions. Specifications. Status for 2023 - replaced by GOST 34028-2016.
3. State standard GOST 34028-2016. Reinforcing rolled products for reinforced concrete constructions. Specifications.
4. Levchenko L.N., Natapov A.S., Mashkin L.F. et al. *Proizvodstvo armaturnoy stali* [Production of reinforcing steel]. Moscow: Metallurgy, 1984, 136 p. (In Russ.)
5. Sychkov A.B. Improvement of technology for the production of reinforcing bars in coils. *Stal* [Steel], 1995;(2):37-39. (In Russ.)

20. Madatyan S.A. Massovye vidy armaturnoy stali s kompozitnoy strukturoy dlya zhelezobetonnyh konstruktsiy [Mass types of reinforcing steel with a composite structure for reinforced concrete structures]. V knige: *Chernaya metal-lurgiya Rossii i stran SNG v XXI veke* [In the book: Ferrous metallurgy of Russia and the CIS countries in the 21st century]. Moscow: Metallurgy, 1994, .vol. 4, pp. 73-75. (In Russ.)

21. Kanaev A.T., Bogomolov A.V. Formation of a gradient-layered structure during deformation-thermal treatment of reinforcing steel. *Stal [Steel]*, 2020;(7):67-72. (In Russ.)

22. Blinova E.N., Libman M.A., Petrovsky V.N., Pimenov E.V. Principles of creating materials with a spatial distribution of macroscopic regions with different physical and mechanical properties. *Stal [Steel]*, 2021;(11):46-50. (In Russ.)

23. Sychkov A.B. Tulupov O.N., Zavalishchin A.N., Baranov N.A. Structure formation and development of mechanical and technological properties of reinforcing bars during inline heat treatment. *Chernye metally* [Ferrous Metals]. 2024;3(1107):47-55.

Поступила 11.04.2024; принята к публикации 05.05.2025; опубликована 30.06.2025
Submitted 11/04/2024; revised 05/05/2025; published 30/06/2025

Сычков Александр Борисович – доктор технических наук, доцент, профессор кафедры литейных процессов и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. Email: absychkov@mail.ru. ORCID 0000-0002-0886-1601; Researcher ID E-4516-2016

Завалишин Александр Николаевич – доктор технических наук, профессор кафедры литейных процессов и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. Email: zaval1313@mail.ru. ORCID 0000-0003-0955-8425

Атангулова Гюзель Ягафаровна – начальник лаборатории, ООО «Промышленное предприятие Турбинаспецсервис» («ПП ТСС»), Уфа, Россия. Email: 174kamalova@mail.ru.

Малашкин Сергей Олегович – финансовый контролер, ООО «Пластрифей», Пласт, Россия. Email: malashkinserzh@yandex.ru.

Шекшев Максим Александрович – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры машин и технологий обработки давлением и машиностроения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. Email: shecsheev@yandex.ru. ORCID 0000-0003-4790-2821

Касимов Данис Тагирович – студент, Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия. Email: calenncall@gmail.com

Alexander B. Sychkov – DrSc (Eng.), Associate Professor, Professor of the Department of Foundry Processes and Materials Science, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Email: absychkov@mail.ru. ORCID 0000-0002-0886-1601; Researcher ID E-4516-2016

Aleksandr N. Zavalishchin – DrSc (Eng.), Professor, Professor of the Department of Foundry Processes and Materials Science, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Email: zaval1313@mail.ru. ORCID 0000-0003-0955-8425

Guzel Ya. Atangulova – Head of Laboratory, Industrial Enterprise “Turbine special service” (IE TSS) LLC, Ufa, Russia. Email: 174kamalova@mail.ru.

Sergey O. Malashkin – Financial Controller, "Plastrifey" LLC, Plast, Russia. Email: malashkinserzh@yandex.ru

Maksim A. Sheksheev – PhD (Eng.), Associate Professor, Associate Professor of the department of machine and technology of pressure processing and mechanical engineering, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Email: shecsheev@yandex.ru. ORCID 0000-0003-4790-2821

Danis T. Kasimov – Student, Department of Foundry Processes and Materials Science, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. Email: calenncall@gmail.com.