

УДК 621.7

DOI: 10.21869/2223-1560-2019-23-2-29-52

Влияние режимов высокотемпературной термомеханической обработки на механические свойства арматурного проката

Н. Н. Сергеев¹, А. Н. Сергеев¹, С. Н. Кутепов¹, А. Е. Гвоздев¹, Е. В. Агеев² ✉

¹ ФГБОУ ВО «Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого», Россия, 300026, Тула, пр. Ленина, 125

² ФГБОУ ВО «Юго-Западный государственный университет», Россия, 305040, Курск, ул. 50 лет Октября, 94

✉ e-mail: ageev_ev@mail.ru

Резюме

Упрочняющая термомеханическая обработка (ВТМО), представляющая собой комбинированную технологическую обработку – сочетание пластической деформации и закалки в одном технологическом процессе, с каждым годом находит все более широкое применение в промышленности.

Цель исследования. Изучение влияния режимов ВТМО на формирование механических свойств стального проката, что является весьма актуальной научной проблемой, связанной с получением материалов с заданным комплексом механических характеристик.

Методы. Высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) проводили в условиях, при которых процессы рекристаллизации деформированного аустенита частично или полностью подавляются, а процесс полигонизации получает наибольшее развитие с целью формирования развитой субструктуры аустенита, наследуемой мартенситом при последующей закалке.

В работе исследовали изменение свойств высокопрочной арматуры при нагреве (отпуске) с различной интенсивностью. ВТМО осуществляли путем включения закаливающего устройства в технологическую линию стана № 280 ООО «Тулачермет-сталь». Исследования проводили по двум режимам работы стана № 280. В качестве исследуемых сталей были приняты малоуглеродистые арматурные стали Ст3 и Ст5.

Результаты. Экспериментально установлено, что максимальная охлаждающая способность действующего закаливающего устройства проявляется при включении трех рабочих секций с давлением воды около 13 -ти в каждой секции. При этом ВТМО следует проводить при максимальной скорости охлаждения в закаливающем устройстве в соответствии с заданным классом упрочнения, т.е. включать наименьшее число рабочих секций. Интенсивный режим охлаждения способствует формированию однородной структуры в упрочняемой арматуре с высоким комплексом механическими. Выявлено, что при проведении ВТМО целесообразно выдерживать температуру деформации в интервале 1000...1050 °С, чтобы гарантировать производство арматуры заданного класса. Показано, что включение закаливающего устройства в линию стана непосредственно за летучими ножницами, а не за чистовой клетью стана приводит не только к безаварийной работе ножниц, но и к увеличению последеформационной выдержки между окончанием деформации и началом закалки прутков до значения, близкого к оптимальному, отвечающему формированию в аустените полигональной субструктуры, наследование которой мартенситом обеспечивает высокие механические свойства стали после ВТМО.

Заключение. Данные результаты могут быть использованы при создании ресурсосберегающих процессов обработки материалов.

Ключевые слова: арматурная сталь; высокотемпературная термомеханическая обработка; класс прочности; скорость охлаждения.

© Сергеев Н. Н., Сергеев А. Н., Кутепов С. Н., Гвоздев А. Е., Агеев Е. В., 2019

Известия Юго-Западного государственного университета / Proceedings of the Southwest State University. 2019; 23(2): 29-52

Благодарности: Работа выполнена по проекту №11.6682.2017/8.9.

Конфликт интересов: Авторы декларируют отсутствие явных и потенциальных конфликтов интересов, связанных с публикацией настоящей статьи.

Для цитирования: Влияние режимов высокотемпературной термомеханической обработки на механические свойства арматурного проката / Н. Н. Сергеев, А. Н. Сергеев, С. Н. Кутепов, А. Е. Гвоздев, Е. В. Агеев // Известия Юго-Западного государственного университета. 2019. Т. 23, № 2. С. 29-52. DOI: 10.21869/2223-1560-2019-23-2-29-52.

UDC 621.7

DOI: 10.21869/2223-1560-2019-23-2-29-52

Influence of Operating Modes of High-Temperature Thermomechanical Processing on Mechanical Properties of Reinforcing Bars

Nikolay N. Sergeev¹, Aleksandr N. Sergeev¹, Sergey N. Kutepov¹,
Aleksandr E. Gvozdev¹, Evgeniy V. Ageev² ✉

¹ Tula State Pedagogical University named after L. N. Tolstoy, 125, Lenin ave., Tula, 300026, Russian Federation

² Southwest State University, 94, 50 Let Oktyabrya str., Kursk, 305040, Russian Federation

✉ e-mail: ageev_ev@mail.ru

Abstract

The strengthening thermomechanical treatment represents the combined processing treatment – a combination of plastic deformation and hardening in one technological process. Year after year, it is more widely applied in industry.

Purpose of research. *The study of strengthening thermomechanical treatment operating modes influence on the formation of mechanical properties of steel, which is a very important scientific problem associated with obtaining materials with a given set of mechanical features.*

Methods. *High-temperature thermomechanical treatment was conducted under the conditions in which the processes of recrystallization of deformed austenite were partially or completely suppressed, and the process of polygonization got the most development, with the goal of forming a developed substructure of austenite inherited by martensite during subsequent quenching.*

The paper investigated the change in the properties of high-strength reinforcement under heating (tempering) with different intensity. High-temperature thermomechanical treatment was carried out by including a hardening device in the technological line of the mill No. 280 LLC "Tulachermet-steel". The studies were carried out on two modes of mill No. 280 operation. Low-carbon reinforcing steels St3 and ST5 were accepted as the studied steels.

Results. *It has been experimentally established that the maximum cooling capacity of the existing hardening device is manifested when three working sections with a water pressure of about 13 in each section are turned on. In this case, high-temperature thermomechanical treatment should be carried out at the maximum cooling rate in the strengthening device in accordance with the specified strength class, i.e., include the least number of working sections. Intensive cooling mode contributes to the formation of a homogeneous structure in the reinforcement with a high mechanical complex. It was found that during high-temperature thermomechanical treatment it is advisable to withstand the deformation temperature in the range of 1000...1050 °C to guarantee the production of reinforcement of a given class. It has been shown that the inclusion of a strengthening device in the mill line directly behind the flying shears, and not behind the finishing stand of the mill leads not only to the trouble-free operation of shears, but also to*

an increase in the post-deformation aging between the end of deformation and the beginning of bar hardening to a value close to the optimal, responsible for the formation of a polygonal substructure in austenite, the inheritance of which by martensite provides high mechanical properties of steel after high-temperature thermomechanical treatment.

Conclusion. *These results can be applied to create resource-saving material treatment processes.*

Keywords: *reinforcing steel; high temperature thermomechanical processing; strength class; cooling rate.*

Acknowledgements: *The work has been done within the project No. 11.6682.2017/8.9.*

Conflict of interest. *The Authors declare the absence of obvious and potential conflicts of interest related to the publication of this article.*

For citation: Sergeev N. N., Sergeev A. N., Kutepov S. N., Gvozdev A. E., Ageev E. V. Influence of Operating Modes of High-Temperature Thermomechanical Processing on Mechanical Properties of Reinforcing Bars. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta = Proceedings of the Southwest State University*. 2019, 23(2): 29-52 (In Russ.). DOI: 10.21869/2223-1560-2019-23-2-29-52.

Введение

Упрочняющая термомеханическая обработка, представляющая собой комбинированную технологическую обработку – сочетание пластической деформации и закалки в одном технологическом процессе, с каждым годом находит все более широкое применение в промышленности. В частности, способом высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) в настоящее время обрабатывают сотни тысяч тонн высокопрочной стержневой арматуры из малоуглеродистых и низколегированных сталей. Улучшение качества полуфабрикатов и изделий из указанных сталей путем упрочняющей термомеханической обработки позволяет экономить 15...30 %, а в ряде случаев до 40...50 % металла в конструкциях и машинах [1].

Упрочняющая обработка стержневой стали с прокатного нагрева по сравнению с термической обработкой ее со специального нагрева снижает капитальные вложения в 4...5 раз, а экс-

плуатационные затраты – в 12 раз [2]. Разработка оптимального технологического режима ВТМО сортового проката непосредственно в потоке прокатного стана позволяет при минимальных затратах значительно улучшить комплекс механических свойств стали и создать условия для массового производства высокопрочного проката.

Цель работы – изучение влияния режимов ВТМО на формирование механических свойств стального проката, что является весьма актуальной научной проблемой, связанной с получением материалов с заданным комплексом механических характеристик.

Материалы и методы исследования

Высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) проводили в условиях, при которых процессы рекристаллизации деформированного аустенита частично или полностью подавляются, а процесс полигонизации получает наибольшее развитие с целью формирования развитой субструктуры

аустенита, наследуемой мартенситом при последующей закалке. Это обязывает при выборе технологических факторов ВТМО (температуры, степени и скорости деформации, последеформационной выдержки до закалки) учитывать первостепенную роль процесса полигонизации в образовании аустенита полигонального типа. Только в этом случае может быть обеспечено получение оптимального и более высокого комплекса механических свойств стали, чем комплекс свойств, получаемых в изделии после обычной закалки с отдельного нагрева и последующего отпуска.

В работе исследовали изменение свойств высокопрочной арматуры при нагреве (отпуске) с различной интенсивностью. ВТМО осуществляли путем включения закаливающего устройства в технологическую линию стана № 280 ООО «Тулачермет-сталь». Исследования проводили по двум режимам работы стана № 280. В качестве исследуемых сталей были приняты малоуглеродистые арматурные стали Ст3 и Ст5.

При обработке по режиму № 1 проводили испытания арматурной стали марки Ст5 периодического профиля Ø14 мм, следующего химического состава – 0,33 % С; 0,6 % Мп; 0,042 % Si; 0,025 % S и 0,015 % Р. ВТМО прутков осуществляли путем включения в технологическую линию мелкосортного прокатного стана № 280 закаливающего устройства, которое располагалось на расстоянии 0,5 м от чистовой клетки стана. ВТМО проводили при температуре деформации 1000...1050 °С, степе-

ни деформации около 30 % при скорости прокатки 4,3 м/с.

Скорость охлаждения прутков при закалке варьировали изменением давления воды и температуры (20...25 °С) в секциях закаливающего устройства за счет включения разного числа охлаждающих секций. Первую серию испытаний проводили при работе 3-х секций с давлением воды 17 атм, 4-х секций – 10 атм и 5-ти секций – 8 атм в каждой секции.

Закалку в ходе ВТМО осуществляли по режиму, когда интенсивное охлаждение в закаливающем устройстве прерывалось (сердцевина прутка успевала охладиться до температуры 300...400 °С в зависимости от интенсивности охлаждения) и сменялось последующим замедленным охлаждением прутка на воздухе – по характеру близким к изотермическому – за счет сохранившегося тепла сердцевины (что способствовало протеканию процесса самоотпуска сильно охладившихся поверхностных слоев).

После ВТМО натурные образцы подвергали испытанию на растяжение для определения прочностных и пластических характеристик. При расчете характеристик поперечное сечение определяли путем взвешивания образцов и замера их длины.

Исследования микроструктуры и замеры твердости производили на площадках, полученных путем снятия металла через каждые 1,5 мм от поверхности образца до его сердцевины (всего пять площадок).

При обработке по режиму № 2 закаливающее семи секционное устройство было установлено за летучими ножницами, а не непосредственно после чистовой клетки стана. Таким образом, расстояние от чистовой клетки до закаливающего устройства увеличилось до 6700 мм, и последеформационная пауза (время между окончанием деформации в чистовой клетки и началом охлаждения прутка водой) при скорости прокатки 4,5 м/с составила 1,5 с, в случае отключения первой секции – 2 с, двух секций – 2,6 с и трех секций – 3 с. В этом случае резка прутков 80-ти метровой длины на две части производится в их горячекатанном состоянии, а не закаленном.

Прутки в чистовой клетки стана деформировали по системе овал-круг с обжатием 23...25 %. Температура конца прокатки на стане № 280 колебалась в небольших пределах, в течение смены изменение температуры достигало 40...60 °С (1040...1100 °С), что не отражалось заметно на изменении свойств стали в ходе ВТМО. Максимальный перепад температур по длине 80-метрового прутка не превышал 50...60 °С.

При охлаждении закаливаемых прутков, во всех рабочих секциях закаливающего устройства направление движения воды, подаваемой форсунками, было попутным движению прутка, кроме последней секции, которая работала по принципу противотоков, чтобы избежать выброса воды за пределы закаливающего устройства.

Время охлаждения прутка в закаливающем устройстве колебалось от 2 с

при четырех рабочих секциях до 3,5 с при семи. За это время прутки Ø14 мм охлаждался водой с температурой 25...35 °С со скоростью 300...350 °С/с.

Закалку в ходе ВТМО осуществляли по режиму, когда интенсивное охлаждение в закаливающем устройстве прерывалось (сердцевина прутка успевала охладиться до температуры 300...400 °С в зависимости от интенсивности охлаждения) и сменялось последующим замедленным охлаждением прутка на воздухе – по характеру близким к изотермическому – за счет сохранившегося тепла сердцевины (что способствовало протеканию процесса самоотпуска сильно охладившихся поверхностных слоев).

Упрочнению подвергали малоуглеродистые арматурные стали марок Ст3 и Ст5. Химический состав исследуемых промышленных плавок сталей приведен в таблице 1. После ВТМО натурные образцы подвергали испытаниям на растяжение для определения физико-механических характеристик (пределов прочности и пластических характеристик стали). При расчете характеристик поперечное сечение определяли путем взвешивания образцов и замеров их длины. В ходе ВТМО стан № 280 работал в ритме, близком к нормальному ритму его работы при производстве горячедеформированной стержневой арматуры.

В процессе повторяющихся экспериментов изменяющимися технологическими факторами были: скорость

охлаждения прутков, определяемая сочетанием давления воды в секциях закаливающего устройства и числом рабочих секций; температура деформации

стали в чистовой клети стана и последеформационная пауза, изменяющаяся в зависимости от числа первых нерабочих секций.

Таблица 1

Химический состав промышленных плавок сталей Ст3 и Ст5

№ плавки	Марка стали	Содержание элементов, %		
		C	Mn	Si
Ст5				
1	Ст5пс	0,33	0,76	0,07
2	БСт5пс	0,31	0,48	0,026
3	Ст5пс	0,32	0,76	0,08
4	Ст5пс	0,32	0,60	0,08
5	Ст5пс	0,33	0,74	0,07
6	Ст5пс	0,33	0,60	0,04
7	КСт5пс	0,32	0,75	–
8	БСт5пс	0,28	0,65	–
Ст3				
1	Ст3кс	0,19	0,40	0,07
2	Ст3кс	0,20	0,30	0,07
3	Ст3пс	0,22	0,60	0,07
4	Ст3	0,21	0,45	0,06
5	Ст3	0,20	0,43	0,06

Неизменяющимся технологическим фактором оставалась степень деформации в чистовой клети – 23...25 %. Для данного эксперимента все вышеперечисленные факторы, кроме температуры деформации, выдерживали постоянными.

2. Результаты и их обсуждение

2.1. Исследование влияния ВТМО на механические свойства стали при обработке по режиму № 1

Результаты упрочняющей обработки стали Ст5 способом ВТМО на закаливающем устройстве в зависимости от

скорости охлаждения прутков представлены в таблице 2, из которой видно, что при производстве на опытно-промышленном закаливающем устройстве способом ВТМО прутков Ø14 мм стали марки Ст5 без последующего отпуска можно получить прочностные свойства, отвечающие 3, 4, 5, 6 и даже 7-му классам прочности при сохранении на достаточном уровне показателей пластичности (не ниже 6 %). Упрочнение арматуры из указанной стали обычным способом – закалкой и отпуском – ограничивается получением комплекса свойств не выше 4-го класса.

Таблица 2

Механические свойства стали после ВТМО с разными скоростями охлаждения

№ режима	Режим ВТМО		Расчетные данные				Механические свойства					Класс прочности
	Число секций	Давление воды в секциях, атм	Вес образца, Н	Длина, мм	S_0 , мм ²	Максимальная нагрузка, кг	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	
1	3	13-13-13	3,49	298	148	20900	1410	1200	6,0	18,0	0,86	АтVII
2	3	9-9-9	3,40	318	140	12500	960	840	8,0	38,0	0,87	AIV
3	3	8-8-8	3,41	274	159	14000	880	720	11,0	42,0	0,82	AIII

Примечание: средние значения минимум из 5-ти измерений.

Высокопрочная арматурная сталь 5, 6 и 7 классов на прутках Ø14 мм может быть получена при включении в рабочее состояние не менее трех охлаждающих секций с давлением воды свыше 10 атм в каждой.

Термомеханически упрочненная сталь 4-го и более высокого класса имеет отношение условного предела текучести к пределу прочности не ниже 0,86, т. е. значительно выше, чем после обычной закалки. Столь высокое значение этого отношения улучшает эксплуатационные характеристики арматуры в железобетонных конструкциях.

Значения относительного удлинения и сужения отвечают требованиям ГОСТ 10884-94 для высшего 7-го класса упрочняемой стали, и наблюдается эффективное их возрастание по мере снижения уровня ее упрочнения. Изменение твердости по сечению прутка после ВТМО с различными скоростями охлаждения представлено на рисунке 1.

Закаливающая способность исследуемой стали с содержанием углерода 0,33% характеризуется твердостью мартенсита около 50 HRC. Как видно из рисунка 1 (кривые 1–3), твердость поверхностных слоев прутка, обработанного по режиму № 1 наиболее интенсивного охлаждения, достигает лишь 47 HRC. Очевидно, прерванное охлаждение прутка при его закалке способствует сохранению в сердцевине достаточного количества тепла, обеспечивающего самоотпуск на воздухе поверхностных слоев, где уже прошло мартенситное превращение.

Дальнейшие исследования подтвердили, что ВТМО (режим интенсивного охлаждения) сопровождается неравномерным распределением температуры по сечению прутка. Об этом свидетельствует большой перепад по твердости от 47 HRC в поверхностных слоях до 31 HRC в сердцевине и значительное изменение механических свойств (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ_5).

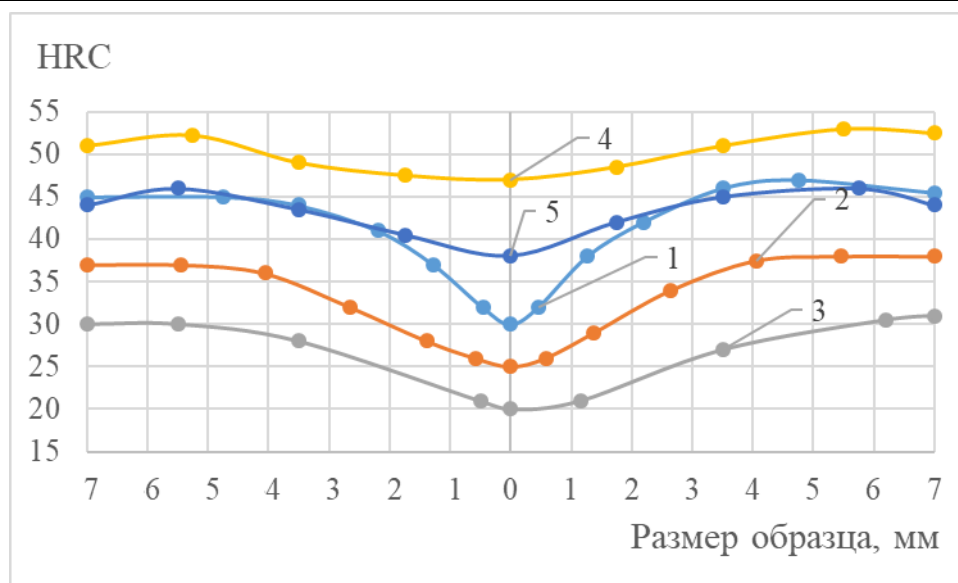


Рис. 1. Изменение твердости по сечению прутка стали Ст5 Ø14 мм: 1, 2, 3 – режимы ВТМО с самоотпуском; 4, 5 – соответственно ВТМО и закалка прутков на закаливающем устройстве до полного охлаждения

Если иметь в виду, что твердость полумартенситной структуры исследуемой стали составляет около 37 HRC, то, следовательно, прутки Ø14 мм в условиях максимального интенсивного охлаждения на закаливающем устройстве не прокалились насквозь.

На рисунке 1 (кривые 4 и 5), для сравнения, показано изменение твердости по сечению прутков (Ст5, $C = 0,33\%$), испытавших ВТМО и закалку на закаливающем устройстве в условиях полного (а не прерванного) охлаждения [3]. Как видно, режим ВТМО с полным охлаждением способствует относительно равномерному распределению твердости по сечению прутка. Разница в твердости поверхностных и сердцевинных слоев после ВТМО составляет 4 HRC. В прутках после обычной закалки эта разница несколько выше и равна 6 HRC. Более плавный ха-

рактер изменения твердости по сечению после ВТМО по сравнению с обычной закалкой может быть связан с повышением прокаливаемости при ВТМО. Указанная закономерность наблюдалась также на исследуемых ранее прутках Ø18...20 мм. Обработка стали способом ВТМО создает тонкую структуру деформированного аустенита, избыточную концентрацию вакансий и плотность дислокаций, образующих с атомами углерода пары, повышающие его устойчивость против распада в области температур перлитного превращения и, следовательно, прокаливаемости.

Более высокая твердость стали после ВТМО по сравнению с твердостью закаленной стали обусловлена наследованием мартенситом тонкой дефектной структуры деформированного аустенита. Такая мартенситная структура после ВТМО отличается более высокими зна-

чениями микронапряжений II рода, плотности дислокаций, более развитой фрагментацией блоков. Изменение тонкой структуры в указанном направлении способствует упрочнению стали и повышению ее твердости. ВТМО прутков по режимам № 2 и 3 с меньшей интенсивностью охлаждения приводит к повышению твердости в поверхностных слоях до значения, не превышающего уровень твердости полумартенситной структуры исследуемой стали. Перепад твердости поверхностных объемов и сердцевины меньше по сравнению с перепадом по режиму № 1 тем в большей степени, чем ниже интенсивность охлаждения. Так, перепад по твердости по режиму № 2 составляет 12, а по режиму № 3 – 10 единиц.

Следовательно, формирование структур закалки при ВТМО с самоотпуском исследуемых прутков Ø14 мм происходит только в условиях максимального интенсивного их охлаждения в закалывающем устройстве – три работающих секции с давлением воды не ниже 10 атм в каждой.

Значительное изменение твердости по сечению и длине прутков свидетельствует о неравномерной скорости охлаждения поверхностных слоев и сердцевины в условиях ВТМО с самоотпуском. Скорость охлаждения по сечению может быть и выше критической. Поэтому при анализе строения исследуемых прутков целесообразно использование термокинетической диаграммы, описывающей влияние скорости охлаждения на структуру и свойства стали.

На рисунке 2 представлена термокинетическая диаграмма стали Ст5, на которой отчетливо выявлены все температурные области превращения аустенита: перлитная, промежуточная (бейнитная) и мартенситная.

На диаграмму нанесены реальные кривые охлаждения пластинок исследуемой стали размером 1,6×120×180 мм в средах: в воде с температурой 18, 50 и 74 °С, трансформаторном масле, соляной ванне (350 °С). Изменение температуры и времени при охлаждении записывали с помощью осциллографа Н-700.

Наложение реальных кривых охлаждения образцов в различных закалывающих средах на диаграмму с указанием для каждой кривой значений твердости позволяет полнее установить механизм и кинетику процессов превращения аустенита в зависимости от скорости охлаждения, а также провести анализ строения и свойств стали.

Микроструктурный анализ по сечению прутка стали Ст5, упрочненной до 7-го класса прочности, показал, что в поверхностных слоях фиксируется мелкоигольчатая структура мартенсита. Замеренная микротвердость этой структуры составляет 520 НВ. По данным термокинетической диаграммы подобная структура образуется в области температур мартенситного превращения при скорости охлаждения больше критической. На расстоянии 5,5 мм от поверхности выявлена двухфазная структура: игольчатая с микротвердостью 470 НВ и зерна в виде темных выделений.

Электронно-микроскопическим анализом и по результатам замера микротвердости (380...400 HV), установлено, что темные выделения представляют собой структуру трооститного типа. В

соответствии с диаграммой неоднородная микроструктура указанной твердости могла сформироваться в промежуточной области температур распада аустенита.

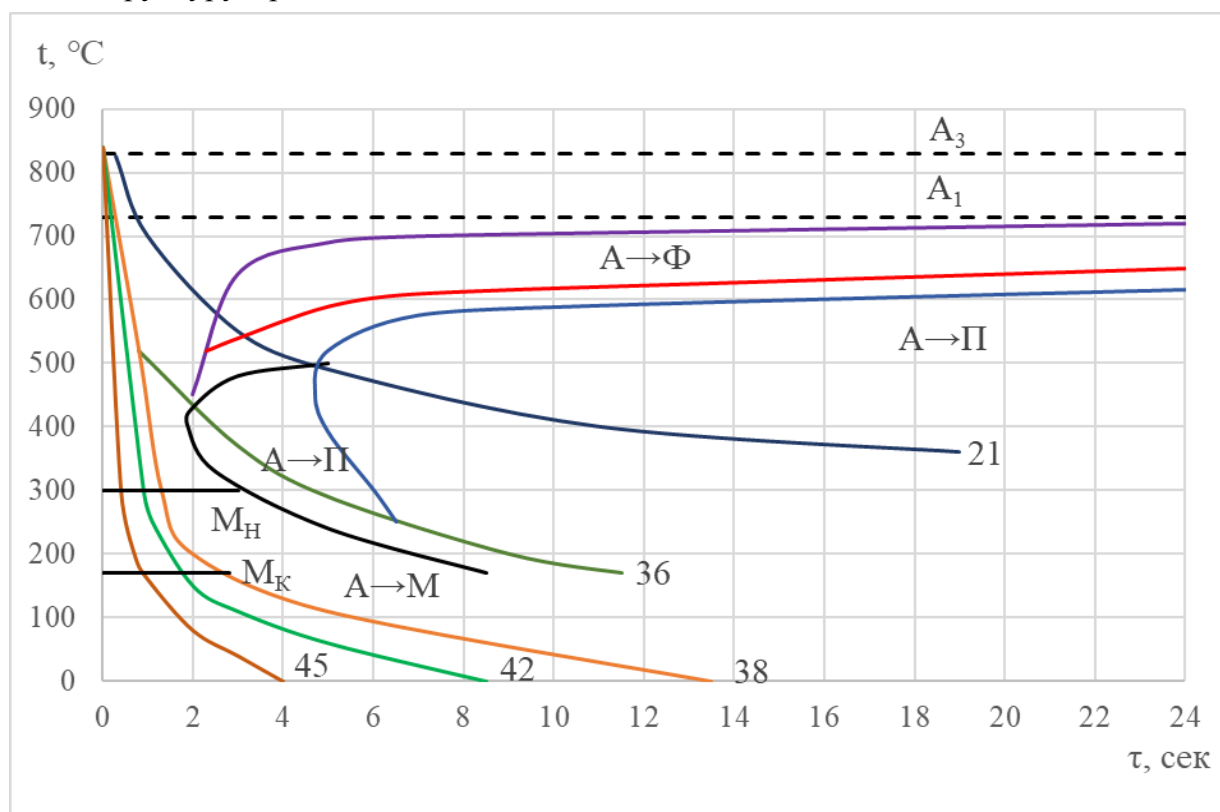


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма стали Ст5. Твердость 45 HRC – вода 18 °C; 42 HRC – вода 50 °C; 38 HRC – вода 74 °C; 36 HRC – масло; 21 HRC – соляная ванна 350 °C

Микроструктура в центре прутка внешне сходна с предыдущей с той лишь разницей, что количество тонких выделений увеличилось, а микротвердость понизилась: игольчатой составляющей до 364 HV, темной – 345 HV. Очевидно, образование такой структуры произошло также в промежуточной области распада аустенита, но при более высоких температурах. Таким образом высокопрочным сталям 7-го класса прочности соответствует мартенситно-трооститная дисперсная структура.

Для арматурной стали Ст5 4-го и 3-го классов прочности на поверхности прутка наблюдается игольчатая структура (355 HV), среди которой можно различить небольшие участки светлой фазы (197 HV), представляющей собой пересыщенный упрочненный феррит. В центре прутка отчетливо видны зерна пластинчатого сорбита (197 HV), окруженные светлой ферритной сеткой (98 HV). Такая структура сформировалась в области температур перлитного превращения аустенита.

В результате ВТМО стали Ст5 Ø14 мм на стане № 280 с включением в его технологическую линию закаливающего устройства установлена возможность производства высокопрочной арматурной стали (Ø10...16 мм) различной прочности.

Высокая прочность прутков 5, 6 и 7-го классов прочности после ВТМО обеспечивается формированием в стали дисперсной мартенситно-трооститной структуры.

Охлаждающую способность закаливающего устройства определяли на прутках стали марки Ст5 (Ø18, 20 и 22 мм). ВТМО проводили по режиму: степень деформации в чистовой клетке стана около 25 %; температура деформации 1000...1050 °С; скорость охлаждения изменяли варьированием давления воды в секциях и изменением количества секций.

Температуру контролировали перед началом прокатки с помощью фотоэлектрического пирометра; перед чистовой клетью – оптическим пирометром и после ВТМО – термоэлектрическим пирометром.

Механические свойства определяли на натурных образцах длиной 500 мм. Полученные данные представлены в таблице 3. Упрочняющую обработку способом ВТМО прутков Ø18, 20 и 22 мм на стане № 280 с закаливающим устройством можно оценить сравнением со стали в горячекатанном и улучшенном состоянии.

В горячекатанном состоянии арматурная сталь Ст5 отвечает классу прочности А300, а после улучшения как правило обладает механическими свойствами не выше класса прочности А600 (табл. 4).

Из данных, приведенных в таблице 3, видно, что прутки Ø18 мм в зависимости от скорости охлаждения упрочнялись до уровня 3...4 классов. Причем упрочнение до уровня 4-го класса было достигнуто лишь в прутках стали Ст5 с предельно высшим содержанием углерода – 0,37 %. Понижение температуры деформации заметно снижает относительное удлинение.

По выходе из закаливающего устройства прутки имели волнистый вид. Неполная соосность технологической линии стана и закаливающего устройства способствовали тому, что отдельные участки прутка соприкасались со стенками трубы секции и, следовательно, неравномерно охлаждаясь водой. Последствием этого явилось возникновение волнистости прутка и неравномерность механических свойств по его длине, что подтвердили данные испытаний механических свойств (рис. 3).

Упрочнение до уровня 3-го класса достигается включением трех, четырех и пяти секций закаливающего устройства с различными вариантами давления воды в каждой из секций. То есть, увеличение числа работающих секций от трех до пяти не приводило к повышению закаливающей способности, так как при этом снижалось давление воды

в каждой секции. Интенсивность охлаждения больше, а механические свойства выше (в пределах 3-го класса), если включено 3...4 рабочих секций с вы-

соким давлением воды 8...11 атм, чем при работе 5-ти секций с давлением воды 2...5 атм в каждой.

Таблица 3

Режимы ВТМО, химический состав и механические свойства стали
Ст5 после ВТМО при обработке по режиму № 1

№ режима	Диаметр прутка, мм	Содержание элементов, %		Режим ВТМО					Механические свойства					Класс прочности
		C	Mn	Скорость охлаждения		Температура, °C			σ _B , МПа	σ _T , МПа	δ ₅ , %	ψ, %	НВ на поверхности, МПа	
				Число рабочих секций, шт	Давление воды в секция, атм	Перед прокаткой	Перед чистовой клетью	После ВТМО						
1	18	0,37	0,81	3	0-10-9-10-0	1140	1040	350	960	710	10,0	10,0	2900	A600
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
2	18	0,37	0,81	4	0-11-11-10-11-0	1135	980	370	760	600	13,0	28,0	2300	A400
3	18	0,34	0,82	4	8-10-9-10-0	1135	1000	400	740	620	13,0	33,0	2620	A400
4	18	0,34	0,82	4	8-10-9-10-0	1145	1080	420	810	720	13,0	29,0	2750	A400
5	18	0,34	0,82	4	6-8-7-8-0	1150	970	420	770	560	10,0	29,0	2610	A400
6	18	0,34	0,82	5	5-5-5-5-2	1155	900	500	690	470	12,0	31,0	2460	A400
7	20	0,34	0,78	3	0-11-10-11-0	1135	1040	600	670	460	18,0	52,0	2220	A400
8	20	0,35	0,78	3	0-11-10-11-0	1130	4050	640	630	460	21,0	54,0	2020	A400
9	20	0,35	0,80	4	10-10-9-10-0	1110	1040	340	700	520	16,0	55,0	2350	A400
10	20	0,35	0,80	5	7-7-7-7-1	1120	1030	650	770	570	13,0	47,0	2370	A400
11	22	0,35	0,80	3	0-10-10-10-0	1120	1040	670	670	460	15,0	47,0	2290	A400
12	22	0,35	0,80	4	10-9-9-9-0	1120	1020	680	680	480	16,0	50,0	2180	A400
13	22	0,35	0,80	5	7-6-6-7-1	1120	1060	700	600	400	22,0	52,0	1860	A400
14	22	0,35	0,80	3	0-10-10-10-0	1120	1040	200	690	820	2,0	3,0	5700	A600

Примечание: образец № 14 остановлен в закаливающем устройстве.

Таблица 4

Характеристики механических свойств арматурной стали

Класс прочности	Диаметр стрежня, мм	Механические свойства при растяжении (не менее)			Примечание
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	
A300	10...40	500	300	19,0	Ст5; 35ГС, 25Г2С; 30ХГ2С – горячекат.
A400	6...40	600	400	14,0	
A600	10...32	900	600	6,0	
A800	10...40	1050	800	9,0	После упрочняющей обработки
A1000	10...40	1200	1000	7,0	
A1200	10...40	1400	1200	6,0	

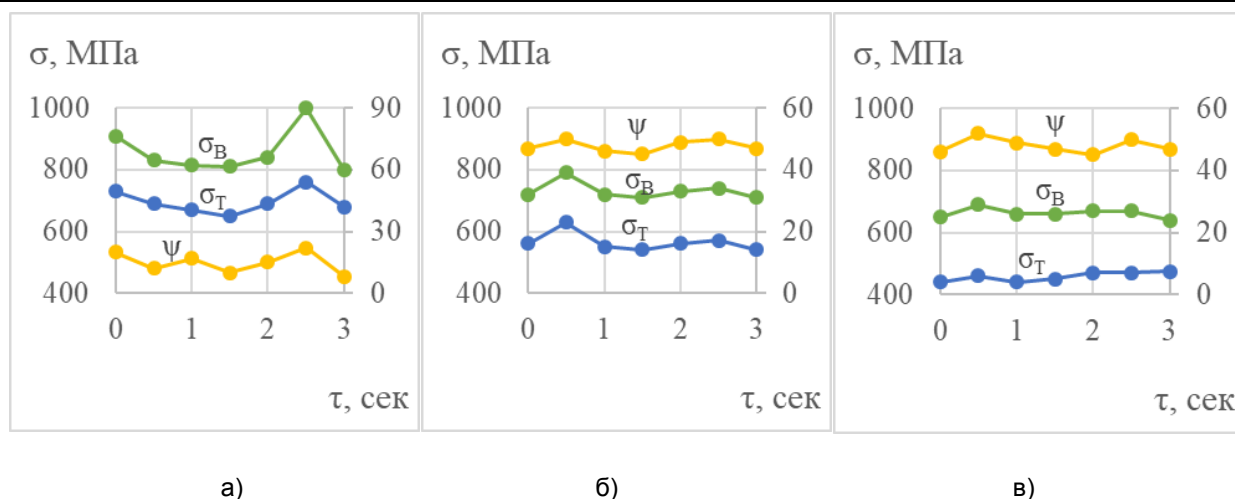


Рис. 3. Изменение механических характеристик стали Ст5 после ВТМО по длине образца: а – Ø18 мм (образец № 1); б – Ø20 мм (образец № 11); в – Ø22 мм (образец № 12)

Прутки Ø20 и 22 мм упрочнялись до уровня 3-го класса. При выходе прутков из закаливающего устройства визуально наблюдался их вишнеый накат, как результат недостаточной охлаждающей способности закаливающего устройства. Ориентировочно температура прутков указанных диаметров после ВТМО составляла свыше 600 °С, тогда как прутки Ø14 мм охлаждались до температуры 370...400 °С.

Прутки, прошедшие ВТМО с полным охлаждением в закаливающем устройстве (остановка прутка после выхода из чистовой клетки стана), при испытании на растяжение разрушались хрупко вследствие образования мартенситной структуры (твердость на поверхности 570 НВ). Разброс механических свойств по длине прутка меньше, чем на прутках Ø14 мм.

Таким образом на основании полученных результатов можно сделать вывод о том, что повышение охлаждающей способности закаливающего уст-

ройства стана № 280 можно достигнуть двумя способами:

1) увеличением числа охлаждающих секций с одновременным повышением мощности насоса;

2) использованием в работе закаливающего устройства принципа противотока – т. е. создать встречное движение прутка и охлаждающей воды. Второй способ также требует увеличения числа закаливающих секций до количества, определяемого планировкой цеха, однако отпадает необходимость в одновременном повышении мощности насоса.

2.2. Исследование влияния ВТМО на механические свойства стали при обработке по режиму № 2

Влияние скорости охлаждения прутков, температуры деформации стали в чистовой клетки стана и последеформационная пауза на эффективность упрочнения стали и изменение пластических характеристик представлено в таблицах 5 и 6.

Таблица 5

Механические свойства стали Ст5 в зависимости от режима ВТМО
(стержни периодического профиля Ø14 мм)

№ эксперимента	№ плавки	Режим ВТМО			Расчетные данные		Механические свойства					Класс прочности
		$T_{\text{деф}}^0$, °C	Пауза, с	Давление воды в секциях, ати	S_0 , мм ²	Максимальная нагрузка, кг	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , % не менее	δ_F , % не менее	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
1	1	1020	3	0-0-0-11-8-5-4	155	15000	960	—	—	15,0	—	Ат600
2	2	1100	3	0-0-0-10,5-9-5-4	167	16500	980	—	—	14,0	—	Ат600
3	2	1030	3	0-0-0-10,5-9-5-4	158	18300	1150	—	—	11,4	3...4,5	Ат800
4	3	1080	2	0-8-6,5-5-7-4-0-1	156	20250	1320	1200	0,90	7,0	3,0	Ат1000
5	3	1000	2	0-8-6,5-5-7-4-0-1	163	23800	1460	—	—	5,0	—	Ат1200
6	4	1010	1,5	11,5-0-12,5-0-7,5-0-1	163	25100	1540	—	—	5,5	—	Ат1200
7	5	1050	1,35*	0-0-10-10-0,2-0,2-10	158	26150	1660	—	—	5,0	Передний конец 80 м стержня	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
8	5	1000	1,35*	0-0-10-10-0,2-0,2-10	158	27750	1760	—	—	3,5	Задний конец	
9	6	1020	0,02*	9-9-9-0-0	140	12500	960	840	0,87	7,0	—	Ат600
10	7	1000	0,02*	17-17-0-0-0	—	—	900	780	0,87	7,0	2,0	Ат600
11	7	1010	0,02*	12-12-12-0-0	—	—	1140	1070	0,93	6,0	2,0	Ат800
12	8	980	0,02*	13-13-13-0-0	—	—	1260	1130	0,90	5,5	2,0	Ат1000
13	6	1000	0,02*	13-13-13-0-0	148	20900	1410	1200	0,86	5,0	—	Ат1200

Примечание: *закаливашее устройство установлено после чистовой клетки.

Таблица 6

Механические свойства стали Ст3 в зависимости от режима ВТМО
(стержни периодического профиля Ø14 мм)

№ эксперимента	№ плавки	Режим ВТМО			Расчетные данные		Механические свойства			Класс прочности	Примечание
		$T_{\text{деф}}^0$, °C	Пауза, с	Давление воды в секциях, ати	S_0 , мм ²	Максимальная нагрузка, кг	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , % не менее		
1	1	990	2,6	0-0-10-10-10-5-45	159	12000	750	—	14,0	Ат400	—
2	2	1080	2,0	0-9-11-6-6-0-1	148	10300	690	—	17,0	Ат400	—
3	2	1040	3,0	0-9-11-6-6-0-1	148	13750	940	—	8,5	Ат600	—
4	3	1000	2,6	0-12-10-6-6-0-1	153	16850	1050	—	7,0	Ат800	—
5	4	1030	1,35*	0-0-7-7-0,5-0,5-8	153	9500	620	520	12,0	Ат400	Передний конец
6	4	980	1,35*	0-0-7-7-0,5-0,5-8	153	11000	720	560	12,0	Ат400	Задний конец
7	4	980	0,02*	12-8-5-5-0	102	10404	1020	860	7,0	Ат800	Стержень Ø12 мм

Примечание: *закаливашее устройство установлено после чистовой клетки.

Данные таблицы 5 свидетельствуют о том, что упрочнение стали до какого-либо уровня можно достигнуть при различных скоростях охлаждения в закаливающем устройстве. Например, прутки стали Ст5 упрочняются до уровня 4 класса включением двух, трех или четырех рабочих секций, давление воды и интенсивность охлаждения в которых уменьшается по мере увеличения их числа (испытания № 1, 3, 9 и 10). Очевидно, что вариант охлаждения с малым числом рабочих секций закаливающего устройства и с высоким давлением воды в каждой из них отвечает наиболее интенсивной закаливающей способности устройства по сравнению с другими возможными вариантами включения числа секций и изменения давления во-

ды. Максимальная охлаждающая способность действующего закаливающего устройства проявляется при включении трех рабочих секций с давлением воды около 13 в каждой секции.

При ВТМО сталей следует выбирать максимальную скорость охлаждения в закаливающем устройстве в соответствии с заданным классом упрочнения, т.е. включать наименьшее число рабочих секций. Интенсивный режим охлаждения способствует образованию однородной структуры в упрочняемой арматуре с высоким комплексом механических свойств, а не из набора различных структурных составляющих как в случае замедленного охлаждения при закалке (рис. 4).

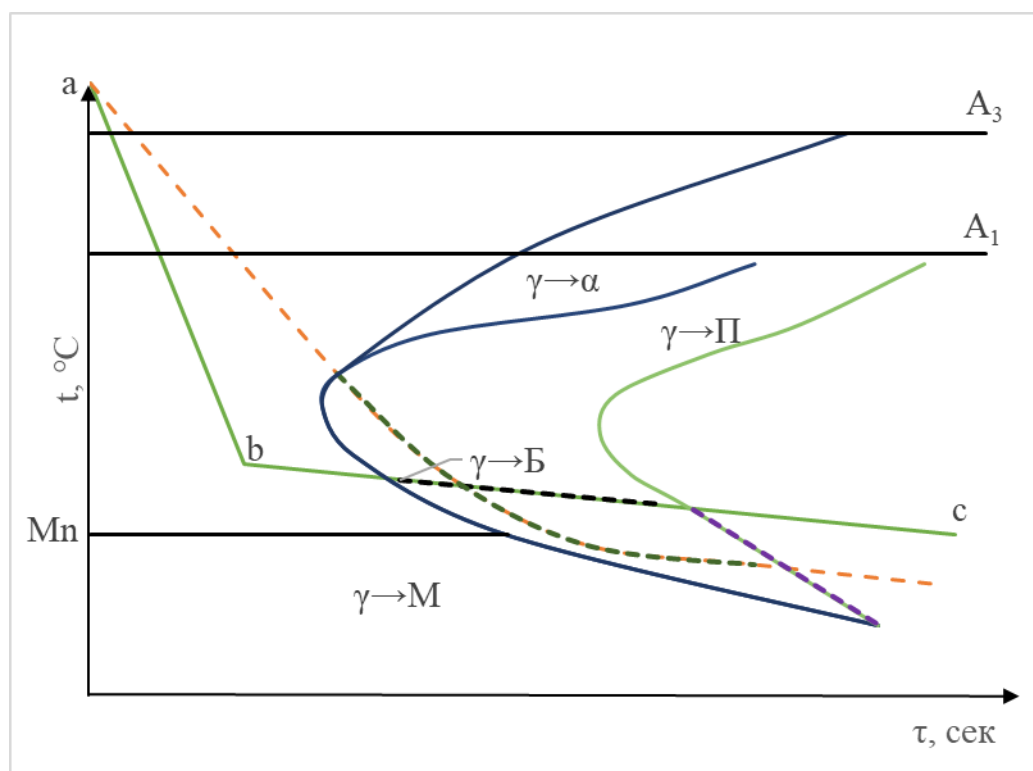


Рис. 4. Термокинетическая диаграмма стали с наложенными на нее кривыми охлаждения:
участок ab – интенсивное охлаждение в закаливающем устройстве; участок
 bc – замедленное охлаждение на воздухе

Прерывая интенсивное охлаждение прутков в закаливающем устройстве, можно обеспечить распад аустенита по всему сечению в нижней температурной области перлитного превращения с образованием структуры троостита (3 и 4 классы упрочнения), в промежуточной области превращения с формированием структуры бейнита (5 и 6 классов), в мартенситной области – структуры отпущенного мартенсита (за счет сохранения тепла сердцевины).

Температура деформации металла в чистовой клети стана влияет на развитие рекристаллизационных процессов в деформированном аустените и, следовательно, на механические свойства упрочняемой стали. Например, изменение температуры с 1000 до 1080 °С приводит к переводу стали из 6-го класса в 7-й, а разница в упрочнении достигает 140 МПа (см. табл. 5 испытания № 4 и 5).

В прутках 80-метровой длины одной заготовки разница по температуре переднего и заднего концов, по нашим данным, составляет 40...50 °С, а по прочности соответственно – около 100 МПа (см. табл. 5 испытания № 7 и 8). Предусмотренный ГОСТом широкий разбег по прочности при переходе от одного класса к другому не выводит в целом прутки за пределы достигаемого класса (см. табл. 6 испытания № 5 и 6).

При проведении ВТМО целесообразно выдерживать температуру деформации в интервале 1000...1050 °С, чтобы гарантировать производство ар-

матуры заданного класса. Обработка сортовой горячекатанной арматуры на стане № 280 проводится при температуре не ниже 1000 °С.

В таблицах 5 и 6 приведены режимы ВТМО, резко отличающиеся продолжительностью последеформационной выдержки (0,02...3,0 с) между окончанием деформации в чистовой клети и началом закалки стержней. Изменение последеформационной выдержки вследствие установки закаливающего устройства в линии стана или непосредственно после чистовой клети, или за летучими ножницами заметно влияет на пластические характеристики упрочненной стали. Например, относительное удлинение стержневой арматурной стали марки Ст5 классов прочности 4, 5 и 6 после ВТМО и последеформационными выдержками 2...3 с равно соответственно 14, 11 и 7 % (см. табл. 62 испытания № 2, 3 и 4), тогда как после паузы продолжительностью 0,02 с относительное удлинение стержней тех же классов прочности снижается до уровня 7, 6 и 5,5 % (см. табл. 5 испытания № 9, 11 и 12). Равномерное относительное удлинение стержней 5-го класса прочности составляет 3...4,5 % при больших паузах и около 2 % – при малых (см. табл. 5 испытания № 3 и 11).

Та же закономерность наблюдается в случае термомеханического упрочнения стали Ст3. Стержни 3-го и 5-го классов, упрочненные с паузой 2,6 с приобретают относительное удлинение

соответственно 14 и 7 %, а с меньшими паузами – 12 и 7 % (см. табл. 6, испытания № 1, 4, 5 и 7).

В зависимости от последеформационных выдержек при ВТМО углеродистых сталей (0,15...0,35% С) характеристики тонкого строения, величина зерна аустенита, а, следовательно, и механические свойства изменяются по сложной зависимости (рис. 5).

Немонотонный характер изменения строения и свойств свидетельствует о том, что пластическая деформация аустенита заканчивается фиксированием в нем стадии горячего наклепа, т.е. нестабильного состояния, которое за время последеформационной выдержки

снижается последовательно проходящими или перекрывающимися друг друга процессами отдыха, полигонизации и рекристаллизации.

При малых выдержках (до 0,1 с) существенно изменяется тонкое строение аустенита: уменьшаются микроискажения II рода, плотность дислокаций, укрупняется субзеренная структура. В результате частично снимается деформационный наклеп, понижаются прочностные свойства и твердость. Указанный характер изменения строения и свойств типичен для процесса отдыха, с которым связан первый этап разупрочнения стали при ВТМО в зависимости от паузы.

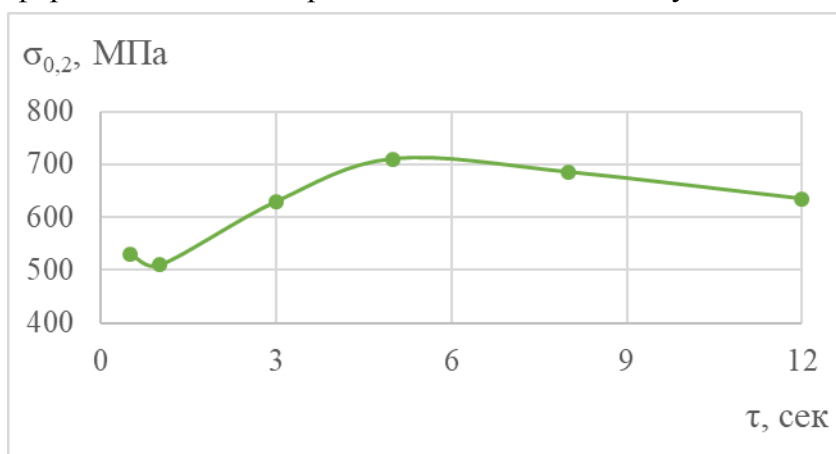


Рис. 5. Изменение условного предела текучести углеродистой стали при ВТМО в зависимости от температуры выдержки

С увеличением последеформационной выдержки (1...5 сек, рис. 5) интенсивно возрастает значение предела текучести достигая максимального значения. Наблюдаемое рентгенографически повышение плотности дислокаций обусловлено их перестройкой в стабильные конфигурации в виде стенок блоков, внутри которых возникает правильная,

близкая к идеальной атомная перестройка. Факт возрастания плотности дислокаций за время паузы, когда происходит их перестройка и частичная аннигиляция, т.е. уменьшение плотности дислокаций, трактуется как признак прошедшего процесса полигонизации [4]. Образование развитой субструктуры в аустените (блоки, разделенные

дислокационными стенками), наследуемой мартенситом, обеспечивает максимальный упрочняющий эффект с одновременным возрастанием пластических характеристик. Выбор паузы, отвечающей формированию полигонального строения аустенита, является основополагающей при разработке режима ВТМО. За время пауз свыше 5 с (рис. 5) получают развитие процессы рекристаллизации, снижающие эффективность ВТМО.

Таким образом, установка закаливающего устройства в линии стана № 280 за летучими ножницами приводит к двум благоприятным последствиям:

- 1) к безаварийной работе ножниц вследствие резки горячекатаных прутков, а не после их охлаждения, повышению стойкости ножей;
- 2) к формированию в стали после ВТМО субструктуры полигонального типа, обладающей одновременно высокой прочностью и пластичностью.

Выводы

1. Установлено, что максимальная охлаждающая способность действующего закаливающего устройства проявляется при включении трех рабочих секций с давлением воды около 13 в каждой секции. При этом ВТМО следу-

ет проводить при максимальной скорости охлаждения в закаливающем устройстве в соответствии с заданным классом упрочнения, т.е. включать наименьшее число рабочих секций. Интенсивный режим охлаждения способствует формированию однородной структуры в упрочняемой арматуре с высоким комплексом механическими.

2. Выявлено, что при проведении ВТМО целесообразно выдерживать температуру деформации в интервале 1000...1050 °С, чтобы гарантировать производство арматуры заданного класса.

3. Показано, что включение закаливающего устройства в линию стана непосредственно за летучими ножницами, а не за чистовой клетью стана приводит не только к безаварийной работе ножниц, но и к увеличению последеформационной выдержки между окончанием деформации и началом закалки прутков до значения, близкого к оптимальному, отвечающему формированию в аустените полигональной субструктуры, наследование которой мартенситом обеспечивает высокие механические свойства стали после ВТМО.

Данные результаты могут быть использованы при создании ресурсосберегающих процессов обработки материалов [5-22].

Список литературы

1. Основы повышения долговечности высокопрочных сталей, эксплуатируемых в водородсодержащих средах: монография / Н. Н. Сергеев, А. Н. Сергеев, С. Н. Кутепов, Г. М. Журавлев, А. Е. Гвоздев. Тула: Изд-во ТулГУ, 2019. 348 с.

2. Термическое упрочнение проката / К. Ф. Стародубов, И. Г. Узлов, В. Я. Савенков, С. Н. Поляков, Ю. З. Борковский, В. В. Калмыков; под ред. К. Ф. Стародубова. М.: Металлургия, 1970. 368 с.

3. Повышение стойкости термически упрочненного проката против водородного охрупчивания и растрескивания / М. А. Криштал, Б. А. Гусев, Н. Н. Сергеев, Т. А. Минюшина // Физико-химическая механика материалов. 1977. Т. 13. № 6. С. 18-20.

4. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов / пер. с. англ. под ред. Б. Я. Любова. М.: Изд-во «Мир», 1972. 408 с.

5. Влияние микроструктурных факторов и термической обработки на коррозионную стойкость арматурной стали класса А600 / Н.Н. Сергеев, В.В. Извольский, А.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов, А.Е. Гвоздев, Е.В. Агеев, Д.С. Клементьев // Известия Юго-Западного государственного университета. 2018. Т. 22, № 2(77). С. 52-63. DOI: 10.21869/2223-1560-2018-22-2-52-63.

6. Влияние технологических режимов упрочнения арматурного проката для композиционных железобетонных конструкций на чувствительность к коррозионно-механическому разрушению / Н.Н. Сергеев, В.В. Извольский, А.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов, А.Е. Гвоздев, О.В. Пантюхин // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2019. Вып. 3. С. 558-568.

7. А. С. № 2018664179 Российская Федерация. Программный комплекс для расчета напряженного и деформированного состояния металлических, порошковых, аморфных, неметаллических, наноструктурных композиционных систем и материалов конструкционного, инструментального и триботехнического назначения в различных условиях / А.Е. Гвоздев, Г.М. Журавлев, И.В. Минаев, А.Н. Сергеев, А.Д. Бреки, Д.В. Малий, М.В. Казаков, С.Н. Кутепов; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО «ТГПУ им. Л.Н. Толстого». № 2018660758; заявл. 05.10.2018; опубл. 12.11.2018.

8. А. С. № 2018661010 Российская Федерация Программный комплекс расчета мощности сил, определяющих процессы пластического деформирования, поверхностного формоизменения и фрикционного взаимодействия слитковых, порошковых и наноконпозиционных металлических систем / А.Е. Гвоздев, А.Д. Бреки, Ю.С. Дорохин, Г.М. Журавлев, Д.С. Клементьев, С.Н. Кутепов, Д.В. Малий, П.Н. Медведев, И.В. Минаев, А.Н. Сергеев, Д.М. Хонелидзе; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО «ТГПУ им. Л. Н. Толстого». № 2018618274; заявл. 31.07.2018; опубл. 30.08.2018.

9. Кинетика распространения трещин в металлических материалах при коррозионно-механическом разрушении / Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов, А.Е. Гвоздев, Е.В. Агеев // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2018. Т. 8, № 1 (26). С. 24-37.

10. Исследование сравнительной стойкости арматурных сталей в процессе ускоренных лабораторных испытаний на водородное растрескивание / Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов, А.Е. Гвоздев, Е.В. Агеев, Д.С. Клементьев // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2018. Т. 8, № 1 (26). С. 38-48.

11. Влияние уровня растягивающих напряжений на длительную прочность арматурных сталей в водородсодержащих средах / Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, А.Е. Гвоздев, И.В. Тихонова, С.Н. Кутепов, Е.В. Агеев // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2018. Т. 8, № 2 (27). С. 6-19.

12. Влияние температуры отпуска на стойкость арматурной стали 20ГС2 против водородного растрескивания / Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов, А.Е. Гвоздев, Е.В. Агеев // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2018. Т. 8, № 2 (27). С. 54-67.

13. Взаимодействие дисперсных компонентов смазочного композиционного материала, содержащего наночастицы диоксида вольфрама / А.Д. Бреки, О.В. Толочко, Е.С. Васильева, А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2015. № 5. Ч. 2. С. 136-144.

14. Распределение температур и структура в зоне термического влияния для стальных листов после лазерной резки / А.Е. Гвоздев, Н.Н. Сергеев, И.В. Минаев, А.Г. Колмаков, И.В. Тихонова, А.Н. Сергеев, Д.А. Провоторов, Д.М. Хонелидзе, Д.В. Малий, И.В. Голышев // Материаловедение. 2016. № 9. С. 3-7.

15. Технология конструкционных, эксплуатационных и инструментальных материалов / А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, Н.Н. Сергеев, В.И. Золотухин, А.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов, А.Д. Бреки. Тула: Изд-во ТулГУ, 2018. 406 с.

16. Жидкие и консистентные смазочные композиционные материалы, содержащие дисперсные частицы гидросиликатов магния, для узлов трения управляемых систем: монография / А.Д. Бреки, В.В. Медведева, Н.А. Крылов, С.Е. Александров, А.Е. Гвоздев, А.Н. Сергеев, Н.Е. Стариков, Д.А. Провоторов, Н.Н. Сергеев, Д.В. Малий / под ред. А.Д. Бреки. Тула: Издательство ТулГУ, 2016. 166 с.

17. Разработка прогрессивных технологий получения и обработки металлов, сплавов, порошковых и композиционных наноматериалов: монография / М.Х. Шоршоров, А.Е. Гвоздев, В.И. Золотухин, А.Н. Сергеев, А.А. Калинин, А.Д. Бреки, Н.Н. Сергеев, О.В. Кузовлева, Н.Е. Стариков, Д.В. Малий. Тула: Издательство ТулГУ, 2016. 235 с.

18. On friction of metallic materials with consideration for superplasticity phenomenon / A.D. Breki, A.E. Gvozdev, A.G. Kolmakov, N.E. Starikov, D.A. Provotorov, N.N. Sergeyev, D.M. Khonelidze // Inorganic Materials: Applied Research. 2017. Т. 8. № 1. С. 126-129.

19. Роль процесса зародышеобразования в развитии некоторых фазовых переходов первого рода / А.Е. Гвоздев, Н.Н. Сергеев, И.В. Минаев, И.В. Тихонова, А.Г. Колмаков // Материаловедение. 2015. № 1. С. 15-21.

20. Влияние деформационной повреждаемости на формирование механических свойств малоуглеродистых сталей / Г.М. Журавлев, А.Е. Гвоздев, Н.Н. Сергеев, Д.А. Провоторов // Производство проката. 2015. № 12. С. 9-13.

21. Многоуровневый подход к проблеме замедленного разрушения высокопрочных конструкционных сталей под действием водорода / В.П. Баранов, А.Е. Гвоздев, А.Г. Колмаков, Н.Н. Сергеев, А.Н. Чуканов // Материаловедение. 2017. № 7. С. 11-22.

22. Принятие решений по статистическим моделям в управлении качеством продукции / Г.М. Журавлев, А.Е. Гвоздев, С.В. Сапожников, С.Н. Кутепов, Е.В. Агеев // Известия Юго-Западного государственного университета. 2017. Т. 21, № 5(74). С. 78-92. DOI: 10.21869/2223-1560-2017-21-5-78-92.

Поступила в редакцию 20.02.2019

Подписана в печать 04.03.2019

Reference

1. Sergeev N. N., Sergeev A. N., Kutepov S. N., Zhuravlev G. M., Gvozdev A. E. Osnovy povysheniya dolgovечnosti vysokoprochnykh stalej, ekspluatiruemyh v vodorod-soderzhashchih sredah. Tula, TulGU Publ., 2019, 348 p. (In Russ.).

2. Starodubov K. F., Uzlov I. G., Savenkov V. YA., Polyakov S. N., Borkovskij YU. Z., Kalmykov V. V. Termicheskoe uprochnenie prokata, ed. by Starodubov K. F. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970, 368 p. (In Russ.).

3. Krishtal M. A., Gusev B. A., Sergeev N. N., Minyushina T. A. Povyshenie stojkosti termicheski uprochnennogo prokata protiv vodorodnogo ohrupchivaniya i rastreskivaniya. *Fiziko-himicheskaya mekhanika materialov*, 1977, vol. 13, no. 6, pp. 18-20 (In Russ.).

4. Honikomb R. Plasticheskaya deformaciya metallov, per. s. angl. ed by Lyubov B. Ya. Moscow, Mir Publ., 1972, 408 p. (In Russ.).

5. Sergeev N.N., Izvol'skij V.V., Sergeev A.N., Kutepov S.N., Gvozdev A.E., Ageev E.V., Klement'ev D.S. Vliyanie mikrostrukturnykh faktorov i termicheskoy obrabotki na korrozionnuyu stojkost' armaturnoj stali klassa A600. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta = Proceedings of the Southwest State University*, 2018, vol. 22, no. 2(77), pp. 52-63. (In Russ.). DOI: 10.21869/2223-1560-2018-22-2-52-63.

6. Sergeev N.N., Izvol'skij V.V., Sergeev A.N., Kutepov S.N., Gvozdev A.E., Pantyuhin O.V. Vliyanie tekhnologicheskikh rezhimov uprochneniya armaturnogo prokata dlya kompozitsionnykh zhelezobetonnykh konstrukcij na chuvstvitel'nost' k korrozionno-mekhanicheskomu

razrusheniyu. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki*, 2019, is. 3, pp. 558-568 (In Russ.).

7. Gvozdev A.E., ZHuravlev G.M., Minaev I.V., Sergeev A.N., Breki A.D., Malij D.V., Kazakov M.V., Kutepov S.N. Programmnyj kompleks dlya rascheta napryazhennogo i deformirovannogo sostoyaniya metallicheskih, poroshkovykh, amorfnykh, nemetallicheskih, nanostrukturnykh kompozicionnykh sistem i materialov konstrukcionnogo, instrumental'nogo i tribotekhnicheskogo naznacheniya v razlichnykh usloviyah. A. S. № 2018664179 Rossijskaya Federaciya; zayavitel' i patentoobladatel' FGBOU VO "TGPU im. L.N. Tolstogo". no. 2018660758; zayavl. 05.10.2018; opubl. 12.11.2018 (In Russ.).

8. Gvozdev A.E., Breki A.D., Dorohin YU.S., ZHuravlev G.M., Klement'ev D.S., Kutepov S.N., Malij D.V., Medvedev P.N., Minaev I.V., Sergeev A.N., Honelidze D.M. Programmnyj kompleks rascheta moshchnosti sil, opredelyayushchih processy plasticheskogo deformirovaniya, poverhnostnogo formoizmeneniya i frikcionnogo vzaimodejstviya slitkovykh, poroshkovykh i nanokompozicionnykh metallicheskih sistem. A. S. № 2018661010 Rossijskaya Federaciya; zayavitel' i patentoobladatel' FGBOU VO «TGPU im. L. N. Tolstogo». № 2018618274; zayavl. 31.07.2018; opubl. 30.08.2018 (In Russ.).

9. Sergeev N.N., Sergeev A.N., Kutepov S.N., Gvozdev A.E., Ageev E.V. Kinetika rasprostraneniya treshchin v metallicheskih materialah pri korrozionno-mekhanicheskom razrushenii. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University*, 2018, vol. 8, no. 1 (26), pp. 24-37 (In Russ.).

10. Sergeev N.N., Sergeev A.N., Kutepov S.N., Gvozdev A.E., Ageev E.V., Klement'ev D.S. Issledovanie sravnitel'noj stojkosti armaturnykh stalej v processe uskorenykh laboratornykh ispytaniy na vodorodnoe rastreskivanie. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University*. 2018, vol. 8, no. 1 (26), pp. 38-48 (In Russ.).

11. Sergeev N.N., A Sergeev.N., Gvozdev A.E., Tihonova I.V., Kutepov S.N., Ageev E.V. Vliyanie urovnya rastyagivayushchih napryazhenij na dlitel'nyuyu prochnost'armaturnykh stalej v vodorodsoderzhashchih sredah. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University, Series Engineering and Technologies*. 2018, vol. 8, no. 2 (27), pp. 6-19 (In Russ.).

12. Sergeev N.N., Sergeev A.N., S Kutepov.N., Gvozdev A.E., Ageev E.V. Vliyanie temperatury otpuska na stojkost' armaturnoj stali 20GS2protiv vodorodnogo rastreskivaniya. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series Engineering and Technologies*, 2018, vol. 8, no. 2 (27), pp. 54-67 (In Russ.).

13. Breki A.D., Tolochko O.V., Vasil'eva E.S., Gvozdev A.E., Starikov N.E. Vzaimodejstvie dispersnykh komponentov smazochnogo kompozicionnogo materiala, soderzhash-

chego nanochasticy dihal'kogenidov vol'frama. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki*. 2015, no. 5, pt. 2, pp. 136-144 (In Russ.).

14. Gvozdev A.E., Sergeev N.N., Minaev V., Kolmakov A.G., Tihonova I.V., Sergeev A.N., Provotorov D.A., Honelidze D.M., Malij V., Golyshev I.V. Raspredelenie temperatur i struktura v zone termicheskogo vliyaniya dlya stal'nyh listov posle lazernoj rezki. *Materialovedenie*, 2016, no. 9, pp. 3-7 (In Russ.).

15. Gvozdev A.E., Starikov N.E., Sergeev N.N., Zolotuhin V.I., Sergeev A.N., Kutepov S.N., Breki A.D. Tekhnologiya konstrukcionnyh, ekspluatacionnyh i instrumental'nyh materialov. Tula, TulGU Publ., 2018, 406 p. (In Russ.).

16. Breki A.D., Medvedeva V.V., Krylov N.A., Aleksandrov S.E., Gvozdev A.E., Sergeev A.N., Starikov N.E., Provotorov D.A., Sergeev N.N., Malij D.V. ZHidkie i konsistentnye smazochnye kompozicionnye materialy, sodержashchie dispersnye chasticy gidrosilikatov magniya, dlya uzlov treniya upravlyaemyh sistem, ed. by Breki A.D. Tula, TulGU Publ., 2016, 166 p. (In Russ.).

17. SHorshorov M.H., Gvozdev A.E., Zolotuhin V.I., Sergeev A.N., Kalinin A.A., Breki A.D., Sergeev N.N., Kuzovleva O.V., Starikov N.E., Malij D.V. Razrabotka progressivnyh tekhnologij polucheniya i obrabotki metallov, splavov, poroshkovykh i kompozicionnykh nanomaterialov. Tula, TulGU Publ., 2016, 235 p. (In Russ.).

18. Breki A.D., Gvozdev A.E., Kolmakov A.G., Starikov N.E., Provotorov D.A., Sergeyev N.N., Khonelidze D.M. On friction of metallic materials with consideration for superplasticity phenomenon. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2017, vol. 8, no. 1, pp. 126-129 (In Russ.).

19. Gvozdev A.E., Sergeev N.N., Minaev I.V., Tihonova I.V., Kolmakov A.G. Rol' processa zarodysheobrazovaniya v razvitii nekotorykh fazovykh perekhodov pervogo roda. *Materialovedenie*, 2015, no. 1, pp. 15-21 (In Russ.).

20. ZHuravlev G.M., Gvozdev A.E., Sergeev N.N., Provotorov D.A. Vliyanie deformatsionnoj povrezhdaemosti na formirovanie mekhanicheskikh svojstv malouglerodistykh stalej. *Proizvodstvo prokata*, 2015, no. 12, pp. 9-13 (In Russ.).

21. Baranov V.P., Gvozdev A.E., Kolmakov A.G., Sergeev N.N., CHukanov A.N. Mnogourovnevnyj podhod k probleme zamedlennogo razrusheniya vysokoprochnykh konstrukcionnykh stalej pod dejstviem vodoroda. *Materialovedenie*, 2017, no. 7, pp. 11-22 (In Russ.).

22. ZHuravlev G.M., Gvozdev A.E., Sapozhnikov S.V., Kutepov S.N., Ageev E.V. Prinyatie reshenij po statisticheskim modelyam v upravlenii kachestvom produkcii. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta = Proceedings of the Southwest State University* 2017, vol. 21, no. 5(74), pp. 78-92. (In Russ.). DOI: 10.21869/2223-1560-2017-21-5-78-92.

Received 20.02.2019

Accepted 04.03.2019

Информация об авторах / Information about the Authors

Николай Николаевич Сергеев, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технологии и сервиса» ФГБОУ ВО «Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого», г. Тула, Российская Федерация, e-mail: technology@tspu.tula.ru

Nikolay N. Sergeev, Doctor of Engineering Sciences, Professor, Professor, Department of Technology and Service Department, Tula State Pedagogical University named after L. N. Tolstoy, Tula, Russian Federation, e-mail: technology@tspu.tula.ru

Александр Николаевич Сергеев, доктор педагогических наук, профессор, заведующий кафедрой «Технологии и сервиса», ФГБОУ ВО «Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого», г. Тула, Российская Федерация, e-mail: ansergueev@mail.ru

Aleksandr N. Sergeev, Doctor of Pedagogical Sciences, Professor, Head of Technology and Service Department, Tula State Pedagogical University named after L. N. Tolstoy, Tula, Russian Federation, e-mail: ansergueev@mail.ru

Сергей Николаевич Кутепов, кандидат педагогических наук, доцент кафедры «Технологии и сервиса», ФГБОУ ВО «Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого», г. Тула, Российская Федерация, e-mail: kutepov.sergei@mail.ru

Sergey N. Kutepov, Candidate of Pedagogical Sciences, Associate Professor, Technology and Service Department, Tula State Pedagogical University named after L. N. Tolstoy, Tula, Russian Federation, e-mail: kutepov.sergei@mail.ru

Александр Евгеньевич Гвоздев, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник кафедры «Технологии и сервиса», ФГБОУ ВО «Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого», г. Тула, Российская Федерация, e-mail: gwozdew.alexandr2013@yandex.ru

Aleksandr E. Gvozdev, Doctor of Engineering Sciences, Professor, Chief Research Scientist of Technology and Service Department, Tula State Pedagogical University named after L. N. Tolstoy, Tula, Russian Federation, e-mail: gwozdew.alexandr2013@yandex.ru

Евгений Викторович Агеев, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры автомобилей и автомобильного хозяйства, ФГБОУ ВО «Юго-Западный государственный университет», г. Курск, Российская Федерация, e-mail: ageev_ev@mail.ru

Evgeniy V. Ageev, Doctor of Engineering Sciences, Professor, Professor, Professor of Automobile and Vehicle Fleet Department, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: ageev_ev@mail.ru