

От редакции

В Магнитогорском горно-металлургическом институте им. Г.И. Носова впервые 45 лет назад (еще в СССР) открыто новое направление и две кафедры для подготовки специалистов метизной отрасли. Магнитогорские метизники Аркулис Г.Э., Коковихин Ю.И., Белалов Х.Н., Стеблянко В.Л., Гун Г.С., Харитонов В.А., Голев В.Д., Чукин М.В., Манин В.П., Корчунов А.Г. и другие известны своими совместными эффективными научными разработками с предприятиями метизной отрасли.

В 1999 году впервые в МГТУ им. Г.И. Носова коллективом метизников получена государственная премия в области науки и техники (Стеблянко В.Л., Аркулис Г.Э., Рябков В.М., Люльчак В.И. и др.) за разработку нового способа получения биметаллической проволоки.

Наиболее ярким событием в деятельности научной школы метизников МГТУ им. Г.И. Носова является победа в конкурсе по Постановлению Правительства РФ от 9.04.2010 г. №218 «О мерах государственной поддержки развития кооперации российских вузов и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства» проекта МГТУ и ОАО «ММК-МЕТИЗ» по созданию высокотехнологичного производства стальной арматуры для железобетонных шпал нового поколения на основе инновационной технологии термомодеформационного наноструктурирования» (научный руководитель – Чукин М.В.), объем финансирования – 178 млн руб.

В настоящее время развиваются деловые связи метизников со специалистами старейшего итальянского университета города Падуа (руководитель проекта – Корчунов А.Г.).

УДК 621.771

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ХОЛДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ ЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПРИ МЕХАНОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Корчунов А.Г.¹, Терещенко Н.А.², Ефимова Ю.Ю.¹, Дабала М.³, Долгий Д.К.¹¹ Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Россия² Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия³ Департамент индустриальной инженерии Университета г. Падуа, Италия

Аннотация. Исследованы механические свойства холоднодеформированной арматуры диаметром 10,0 мм из эвтектоидной стали после патентирования и волочения в процессе кратковременного отпуска под натяжением. Изучены особенности изменения временного сопротивления разрыву σ_B , показателя $\sigma_B/\sigma_{0,2}$, относительного удлинения δ_{10} , твердости при вдавливания HIT , контактного модуля упругости E^* , стали в области температур обработки 250–400°C и значений усилия натяжения от 20 до 60 кН. Методом рентгеноструктурного анализа выполнена оценка напряженного состояния стали после обработки.

Ключевые слова: эвтектоидная сталь, механотермическая обработка, температура, натяжение, механические свойства.

Введение

Высокопрочная эвтектоидная сталь широко используется в технологиях производства арматуры для предварительно напряженных железобетонных конструкций ответственного назначения (перекрытия зданий, пролетные строения, опоры мостов, железобетонные сваи, опоры ЛЭП, железобетонные шпалы, мачты освещения, телебашни и др.). Отличительной особенностью арматуры является высокий уровень прочностных и пластических свойств, а также жесткие требования к специальным свойствам продукции.

Мировые тенденции в области достижения высокопрочного состояния стали характеризуются поиском эффективного сочетания технологических методов обработки различной физической природы с целью управляемого воздействия на микроструктуру материала [1–3].

В процессах производства высокопрочной арматуры широко применяют технологию холодного волочения патентированной эвтектоидной стали с высокими степенями деформации. В результате такой обработки холоднодеформированная сталь имеет фер-

ритно-цементитную структуру с межпластинчатым расстоянием 0,1–0,2 мкм, а толщина цементитных пластин составляет значение 200–400 Å. Такие размеры структурных составляющих стали относятся к наноструктурам и обеспечивают высокие значения прочностных свойств изделий [4]. Для обеспечения высоких значений усталостной и релаксационной стойкости арматуру дополнительно подвергают механотермической обработке (МТО) [5]. Наиболее прогрессивный вариант МТО предусматривает кратковременный отпуск холоднодеформированной стали с использованием тепла индукционного нагрева при температуре 250–420°C с одновременным приложением растягивающего усилия. При этом напряжения растяжения при обработке достигают значений 30–70% от значения временного сопротивления разрыву холоднодеформированной стали [6].

Несмотря на большое внимание, уделяемое в современной научной литературе особенностям МТО высокопрочной холоднодеформированной стали с использованием кратковременного индукционного отпуска [7–10], остаются недостаточно изученными

вопросы влияния технологических параметров обработки на изменение механических свойств арматуры, особенно с увеличением ее диаметра.

Цель настоящей работы заключается в исследовании влияния технологических параметров МТО на механические свойства высокопрочной холоднодеформированной арматуры диаметром 10,0 мм из эвтектоидной стали.

Материалы и методы исследования

В качестве исходного сырья использовалась катанка диаметром 15,5 мм из стали марки 80 с химическим составом, приведенным в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали марки 80, %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	B
0,80	0,29	0,62	0,010	0,0025	0,04	0,02	0,032	0,02	0,011	0,002

Патентирование катанки осуществляли по следующим режимам: температура нагрева в печи – 970°C; температура ванны расплава свинца – 550°C; скорость движения через агрегат патентирования – 4,8 м/мин. После патентирования катанку подвергали волочению на диаметр 10,0 мм с суммарной степенью деформации 58,5%. В ходе исследований механотермической обработки варьировались значения технологических факторов: усилие натяжения в пределах от 20000 до 60000 Н, температура индукционного нагрева – от 250 до 400°C. Скорость обработки составляла 50 м/мин. Механические испытания образцов проводили в соответствии с ГОСТ 12004.

В ходе исследований также определяли: твердость при вдавливании HIT , контактный модуль упругости E^* , а также общую механическую работу при вдавливании Wt и работу обратной упругой деформации, высвобождаемой при снятии измерительной нагрузки We . Указанные характеристики определяли при индентировании на измерительной системе Fischerscope HM 200 XUm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU. Измерения проводили при максимальной нагрузке 2000 мН (200 г), время нагружения составляло 33 с при выдержке 5 с.

С целью оценки напряженного состояния стали после механотермической обработки использовали метод рентгеноструктурного анализа. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-УМ1 в излучении железа с применением фильтра. Для рентгеноструктурного анализа выбрали линию (200) ОЦК решетки феррита. Съемка велась в шаговом режиме через угол 2θ , равный 0,02 град, при наборе импульсов в течение 10 с в интервалах углов 2θ от 83 до 87°. О наличии дефектов кристаллического строения в феррите судили по профилю линии (200). Форму рентгеновского максимума исследуемой стали оценивали по ширине линии B_{200} , измеренной на половине максимальной интенсивности. Величину остаточных напряжений в образцах стали определяли по смещению центра тяжести линии (200) феррита.

Образцы после МТО сравнивали с образцом стали после патентирования, в котором кристаллическая

решетка феррита обладала минимальной дефектностью, и с образцом после волочения со степенью деформации 58,5%, содержащим значительное количество дефектов кристаллического строения феррита.

Результаты исследования и их обсуждение

Графическая интерпретация результатов исследования влияния технологических параметров механотермической обработки на динамику изменения механических свойств стали представлена на рис. 1-3.

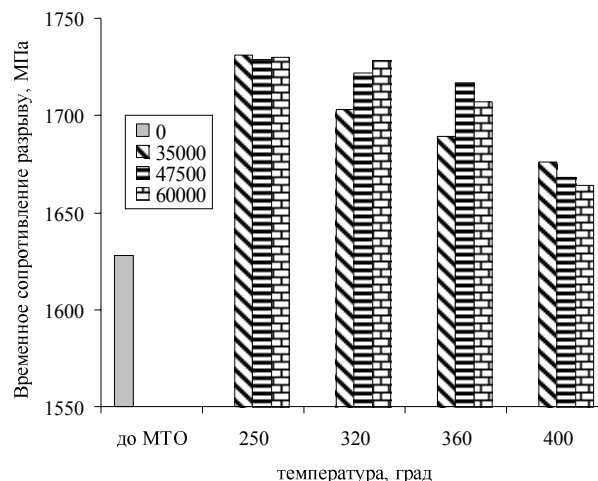


Рис. 1. Влияние параметров МТО на временное сопротивление разрыву стали

Относительно исходного холоднодеформированного состояния проволоки – заготовки для всех исследованных режимов МТО наблюдалось увеличение значений временного сопротивления разрыву и относительного удлинения стали, а также снижение показателя $\sigma_B / \sigma_{0,2}$. Наиболее существенную роль в динамике изменения механических свойств холоднодеформированной стали в процессе МТО играла температура обработки. Характерным являлось заметное (на 6,3%) увеличение значения временного сопротивления разрыву стали при нагреве до 250°C во всем диапазоне усилий натяжения (см. рис. 1).

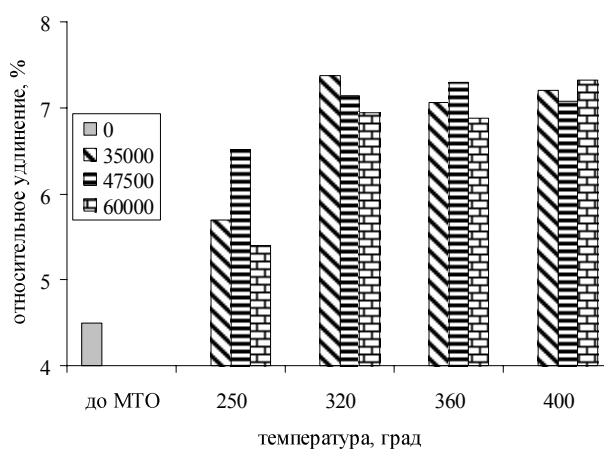


Рис. 2. Влияние параметров МТО на относительное удлинение стали после разрыва

Дальнейшее повышение температуры обработки до 400°C приводило к постепенному плавному (до 5%) снижению временного сопротивления разрыву относительно значений, наблюдавшихся при температуре 250°C.

Показатель пластичности стали δ_{10} имел тенденцию к росту с повышением температуры обработки. Рост показателя пластичности стали δ_{10} на 45-64 % был наиболее заметен в диапазоне температур 250-320°C с последующим менее интенсивным изменением в области более высоких температур (см. рис. 2).

Характеристика $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ резко уменьшалась относительно исходного значения при температуре обработки 250°C с последующим равномерным увеличением в диапазоне температур 320-400°C при всех значениях усилия натяжения (см. рис. 3). При этом чувствительность данного показателя к технологическому воздействию увеличивалась при одновременном нарастании значений температуры обработки и усилия натяжения. В интервале значений 35000-60000 Н усилие натяжения практически не оказывало влияния на величину $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ (см. рис. 3). Однако в диапазоне температур 320-400°C роль усилия натяжения становилась более выраженной.

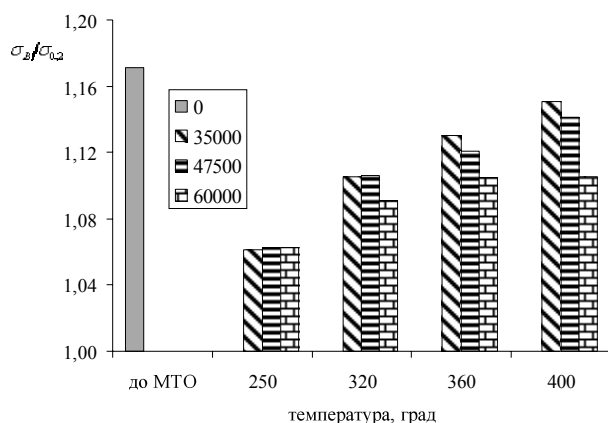


Рис. 3. Влияние параметров МТО на показатель $\sigma_B/\sigma_{0,2}$

В ходе обработки результатов исследований не было отмечено существенного влияния усилия натяжения на показатели временного сопротивления разрыву и относительного удлинения стали. В диапазоне температур 250-400°C изменение значений усилия натяжения с 35000 до 60000 Н определило максимальную разницу в значениях временного сопротивления разрыву стали не более 30 МПа, относительно удлинения не более 1,12 %.

Дифрактограммы образцов стали приведены на рис. 4, количественные значения ширины исследуемой линии феррита B_{200} и положения ее центра тяжести представлены в табл. 2. Рентгеновские максимумы (200) феррита исследуемых образцов имели форму асимметричных кривых и представляли собой дублет от излучений железа $K_{\alpha 1}$ и $K_{\alpha 2}$.

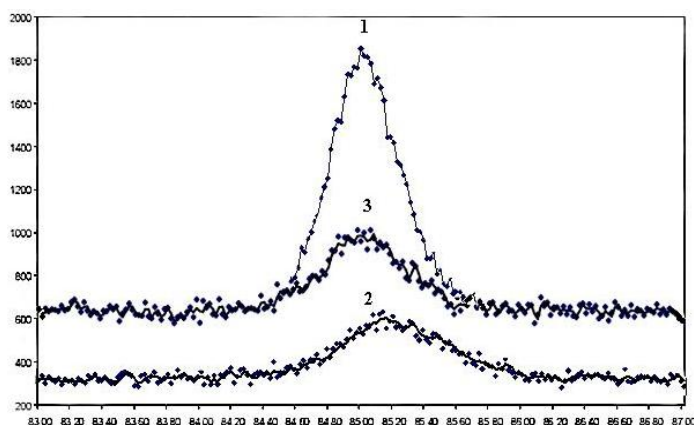


Рис. 4. Фрагменты дифрактограмм стали: 1 – после патентирования (линия (200) феррита высокая и узкая, $B_{200} = 0,227^\circ$); 2 – после волочения (линия (200) феррита низкая и широкая $B_{200} = 0,337^\circ$); 3 – после МТО по режиму 360°C / 47500 Н ($B_{200} = 0,288^\circ$)

Анализ дифрактограмм показал, что характер линии (200) феррита и положение центра тяжести рентгеновского максимума в стали после волочения и после патентирования существенно различаются. Экспериментальные данные рентгеноструктурного анализа образцов однозначно указывали на то, что форма рентгеновских максимумов и их положение в углах Вульфа–Брегга определялись температурно-силовыми параметрами МТО.

Таблица 2

Результаты рентгеноструктурного анализа (ширина линии феррита B_{200} /положение ее центра тяжести $2\theta^\circ$)

Температура, °C	Усилие натяжения, Н			
	20000	35000	47500	60000
320	-	-	0,332/85,06	-
360	0,279/85,08	0,279/85,00	0,288/85,00	0,330/84,94
400	0,257/85,08	-	0,283/84,96	0,355/84,94

Относительно изменения ширины линии (200) феррита можно высказать ряд соображений. В общем случае уширение рентгеновского максимума определяется микроискажениями кристаллической решетки и размером блоков когерентного рассеяния. Микроискажения или напряжения 2 рода связаны с неоднородностью упругой деформации кристаллической решетки и уравновешены в объеме отдельных кристаллитов или их частей. В исследуемой стали уширение линии (200) феррита определяется структурой перлита, напряженное состояние и механизм пластической деформации которого зависят от ориентации конкретной перлитной колонии относительно действующей нагрузки, большое влияние оказывает также и взаимодействие со смежными колониями перлита. После волочения ширина линии составляла $B_{200} = 0,337$ град. При повышении температуры с 320 до 400°C (при усилии 47500 Н) о снижении уровня

микронапряжений свидетельствовало изменение ширины линии с 0,332 до 0,283 град. Увеличение усилия натяжения, напротив, способствовало повышению уровня микроискажений и, как следствие, уширению линии. Значение B_{200} возрастало с 0,279 град до исходного (после волочения) состояния 0,330 град при изменении усилия натяжения с 20000 до 60000 Н при температуре нагрева 360°C. Можно предположить, что значительное влияние на уширение рентгеновской линии оказывают процессы деформационного старения в ферритной составляющей перлита, активизируемые с повышением усилия натяжения.

В табл. 3 приведены средние значения твердости при вдавливании НТ, контактного модуля упругости E^* , общей механической работы при вдавливании W_t , работы обратной упругой деформации, высвобождаемой при снятии измерительной нагрузки W_e , а также значения уровня остаточных напряжений $\sigma_{\perp}$ в образцах стали, определенные по смещению центра тяжести линии (200) феррита.

Характеристики стали после МТО (приповерхностная/центральная зона образцов)

Режим МТО		НТ, МПа	E^* , ГПа	W_t , мДж	W_e , мДж	ΔE^* , ГПа	$\sigma_{\perp}$, МПа
Температура, °C	Усилия натяжения, Н						
360	47500	5247/4900	199/190	2,92/3,02	0,60/0,60	-9	220
	20000	4521/4796	102/146	3,47/3,17	0,97/0,74	+42	380
400	47500	5075/5214	220/223	2,90/2,88	0,55/0,55	+3	0
	60000	4820/5182	125/160	3,22/2,99	0,84/0,71	+35	-260
* Примечание. Уровень остаточных напряжений в холоднодеформированной стали $\sigma_{\perp} = 1170$ МПа.							

Из данных табл. 3 видно, что уровень остаточных напряжений во всех образцах после МТО ниже, чем в холоднодеформированной волочением стали. Значения величины $\sigma_{\perp}$ в исследуемых образцах изменялись от +380 до -260 МПа. Это свидетельствует о том, что все исследуемые режимы способствовали релаксации напряжений, возникших в процессе волочения.

Величина твердости НТ в образцах, подвергнутых МТО по различным режимам, находилась в интервале от 4521 до 5247 МПа. Наименьшей твердостью обладала сталь, подвергнутая МТО при самой высокой температуре 400°C и самом слабом усилии натяжения 20000 Н. При последовательном увеличении усилия натяжения до 47500-60000 Н величина твердости возрастала, что объясняется развитием процессов дисперсионного твердения. В ходе испытаний не была установлена корреляция между величиной твердости исследуемых образцов и шириной линии (200) феррита. Уровень твердости стали после исследуемых режимов МТО определялся в основном состоянием карбидной фазы. Различие между значениями НТ, измеренными в центре и периферийной зоне образцов, составляло 7-10%.

У исследуемых образцов, подвергнутых МТО по различным режимам, было обнаружено значительное различие в значениях контактного модуля упругости E^* . Известно, что модуль упругости является значимой характеристикой при оценке релаксационной стойкости стали. Высокие значения модуля упругости обуславливают значительные нагрузки, которые может выдерживать сталь без остаточной деформации. По результатам измерений наибольшим контактным модулем упругости обладала сталь после обработки по следующим режимам МТО: температура – 400°C, усилие натяжения – 47500 Н и 360°C – 47500 Н. Для этих же режимов было характерно минимальное различие между значениями этой характеристики, измеренными в центре образца и у поверхности ΔE^* (см. табл. 3). Этот факт свидетельствует о том, что напряженное состояние достаточно однородно по всей площади поперечного сечения стали после МТО.

В образцах стали, подвергнутых обработке при температуре 400°C и усилиях натяжения 20000 и 60000 Н, величина контактного модуля упругости была заметно ниже и составляла 146 и 160 ГПа соответственно, а различие значений между центром и поверхностью образца ΔE^* достигало 30%.

Величина контактного модуля упругости, измеренная при индентировании, была сопоставлена с уровнем остаточных напряжений, определенным по результатам рентгеноструктурного анализа (табл. 3). Данные, полученные двумя независимыми методами, согласуются и дополняют друг друга. Например, в образце стали, обработанной при температуре 400°C и усилии натяжения 20000 Н, наблюдался относительно высокий уровень остаточных напряжений ($\sigma_{\perp} = 380$ МПа), а модуль упругости имел минимальное значение. В стали, подвергнутой обработке при температуре 400°C и усилии натяжения 47500 Н, по данным рентгеноструктурного анализа отсутствовали остаточные напряжения ($\sigma_{\perp} = 0$), а для ферритной составляющей был характерен низкий уровень микроискажений ($B_{200} = 0,283$ град), значения модуля упругости демонстрировали максимальные значения при равномерном распределении по всей площади поперечного сечения образцов.

Закключение

Выполнены исследования изменения механических свойств высокопрочной холоднодеформированной арматуры диаметром 10,0 мм из эвтектоидной стали в процессе кратковременного индукционного отпуска под натяжением. В процессе исследования варьировалась температура отпуска в диапазоне 250-400°C и усилие натяжения от 20000 до 60 000 Н.

Анализ результатов исследования позволяет сделать следующие выводы:

– степень влияния технологических параметров МТО на механические свойства холоднодеформиро-

ванной стали неодинакова. Более существенное влияние на динамику изменения механических свойств холоднодеформированной стали в процессе МТО оказывает температура обработки. Роль усилия натяжения становится более выраженной в области температур 360–400°C при значениях 47500–60 000 Н;

– относительно исходного состояния стали после патентирования и волочения со степенью деформации 58,5 % ($\sigma_B=1630$ МПа, $\delta_{10}=4,5\%$) для всех исследованных режимов МТО характерно увеличение значений временного сопротивления разрыву и относительного удлинения стали, а также снижение показателя $\sigma_B/\sigma_{0,2}$. Наиболее заметным является увеличение значения временного сопротивления разрыву стали при нагреве до 250°C на 6,3% во всем диапазоне усилий натяжения. Дальнейшее повышение температуры обработки до 400°C приводит к постепенному плавному (до 5%) снижению временного сопротивления разрыву относительно максимальных значений, наблюдавшихся в исследованиях. Рост показателя пластичности стали δ_{10} на 45–64% находится в диапазоне температур 250–320°C с последующим менее интенсивным изменением в области более высоких температур. Характеристика $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ резко уменьшается относительно исходного значения при температуре обработки 250°C с последующим равномерным увеличением в диапазоне температур 320–400°C при всех значениях усилия натяжения;

– наибольшим контактным модулем упругости,

величиной твердости обладает сталь после обработки при температуре 400°C и усилии натяжения 47500 Н. По данным рентгеноструктурного анализа, в стали после МТО по данному режиму отсутствуют остаточные напряжения.

Полученные результаты использованы при реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства высокопрочной стальной арматуры для железобетонных шпал высокоскоростных магистралей, выполняемого с участием российского высшего учебного заведения (договор 13.G25.31.0061).

Список литературы

1. Langdon Terence G. Acta Materialia, 2013, vol. 61, no. 19, pp. 7035–7059.
2. Han K., Edmonds D., Smith G. Metallurgical and materials transaction, A, 2001, no. 32(A), pp. 1113–1324.
3. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
4. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 312 с.
5. Стальная проволока / Белалов Х.Н., Клековкин А.А., Клековкина Н.А., Гун Г.С., Корчунов А.Г., Полякова М.А. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорского государственного технического университета, 2011. 689 с.
6. Лебедев В.Н., Корчунов А.Г., Чукин М.В. Производство стабилизированной арматуры для железобетонных шпал нового поколения // Металлург. 2011. №1. С. 75–78.
7. Долгий Д.К., Барышников М.П. Моделирование процесса стабилизации высокопрочной холоднодеформированной арматуры // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2012. №2. С. 43–45.
8. Zeren A., Zeren M. Journal of Materials Processing Technology, 2003, no. 141, pp. 86–95.
9. Tomota Y., Lukas P., Neov D., Hario S. Acta Materialia, 2003, no. 51, pp. 805–815.
10. Caballero L., Atenza J., Elices M. Metals and material international. 2011, vol. 17, no. 6, pp. 899–910.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

FEATURES OF CHANGES IN MECHANICAL PROPERTIES OF COLD-WORKED EUTECTOID STEEL IN MECHANOTHERMAL PROCESSING

Korchunov Alexey Georgievitch – D.Sc. (Eng.), Professor, Vice-Rector for International Affairs, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Russia. Phone: 8 (3519) 29-84-09. E-mail: international@magtu.ru.

Tereshchenko Natalia Adolfovna – Ph.D. (Eng), Senior Researcher, Laboratory of Physical Metallurgy, Institute of Metal Physics, Ekaterinburg, Russia.

Efimova Yuliya Yuryevna – Ph.D. (Eng), Associate Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Russia.

Dabala Manuele – Professor, Department of Industrial Engineering, University of Padova, Italy.

Dolgij Dmitriy Konstantinovich – Postgraduate Student, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Russia.

Abstract. The mechanical properties of cold-worked reinforcement with 10.0 mm diameter of eutectoid steel after patenting and drawing in the short tempering under tension have been investigated. The features of changes for tensile strength σ_V , $\sigma_V/\sigma_{0,2}$ indicator, extension strain δ_{10} , indentation hardness HIT, contact elastic modulus E^* , steel in the processing temperature range 250–400°C and tensile force values from 20 to 60 kN were studied. The stress state of steel after treatment was estimated with X-ray diffraction analysis.

Keywords: eutectoid steel, mechanical-thermal processing, temperature, tension, mechanical properties.

References

1. Langdon Terence G. Acta Materialia, 2013, vol. 61, no. 19, pp. 7035–7059.
2. Han K., Edmonds D., Smith G. Metallurgical and materials transaction, A, 2001, no. 32(A), pp. 1113–1324.
3. Valiyev R.Z., Aleksandrov I.V. *Ob'emnyye nanostrukturnyye metallicheskie materialy: polucheniye, struktura i svoystva* [Bulk nanostructured metallic materials: preparation, structure and properties.]. M.: ICC «Akademkniga», 2007, 398 p.
4. Schastlivtsev V.M., Mirzayev D.A., Yakovleva I.L. *Perlit v uglerodistykh stalyakh*. [Pearlite in carbon steels]. Yekaterinburg: UrO RAS, 2006, 312 p.
5. Belalov K.H.N., Klekovkin A.A., Klekovkina N.A., Gun G.S., Korchunov A.G., Polyakova M.A. *Stalnaya provoloka*. [Steel wire]. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2011, 689 p.
6. Lebedev V.N., Korchunov A.G., Chukin M.V. *Proizvodstvo stabilizirovannoy armatury dlya zhelezobetonnykh shpal novogo pokoleniya*. [Production stabilized reinforcement for concrete sleepers new generation. Metallurg]. 2011, no. 1, pp. 75–78.
7. Dolgij D.K., Baryshnikov M.P. *Modelirovaniye protsessa stabilizatsii vysokoprochnoy kholodnodeformirovannoy armatury*. [Simulation of cold stabilization process high valve]. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im G.I. Nosova*. [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2012, no. 2, pp. 43–45.
8. Zeren A., Zeren M. Journal of Materials Processing Technology, 2003, no. 141, pp. 86–95.
9. Tomota Y., Lukas P., Neov D., Hario S. Acta Materialia. 2003, no. 51, pp. 805–815.
10. Caballero L., Atenza J., Elices M. Metals and material international. 2011, vol. 17, no. 6, pp. 899–910.