
ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 23, № 3, 2021

Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2021.3.01
УДК 621.79

Т.В. Ольшанская, Е.М. Федосеева

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ 25Г2С

Сталь 25Г2С достаточно широко используется в длиномерных профилях сортового проката. Поскольку в процессе эксплуатации конструкции, изготавливаемые из профилей сортового проката, должны удовлетворять ряду требований по таким характеристикам, как пластичность и прочность, к ним предъявляются особые требования, которыми обладает арматурная сталь 25Г2С. Рассмотрен прокат по способу производства: горячая прокатка гладкого и периодического профиля с контролируемым охлаждением в потоке прокатного стана и изготовление анкерных головок на арматурных элементах, осуществляемое процессом высадки. Однако при соблюдении необходимых требований технологического процесса изготовления анкерных головок высадкой происходит их разрушение при испытании на растяжение. Для установления возможных причин разрушения в ходе испытаний были проведены исследования по определению химического состава стали арматуры, фратрографический анализ поверхностей излома высаженных головок после разрушения, их металлографическое исследование с определением микротвердости, а также исходной структуры стержней и структуры высаженной арматуры. Представлены результаты макро- и микроструктурных исследований, а также механических характеристик стержней арматурного проката стали 25Г2С и высаженных головок. По результатам исследований установлено, что разные партии арматуры имеют разную микроструктуру и твердость. Арматура со структурой низкоотпущенного мартенсита в поверхностном слое и бейнита в середине имеет более высокую твердость – в среднем от 355 до 340 HV и склонна к хрупкому разрушению при повышенных напряжениях и наличии концентраторов напряжений на поверхности. Разрушение арматуры по границе высаженной части при нагружении идет по хрупкому механизму. Это связано с исходной структурой арматуры и с образованием в высаженной части хрупких закалочных структур с твердостью выше, чем стержень арматуры, обладающий повышенным уровнем внутренних напряжений и имеющий малый запас пластичности.

Ключевые слова: сталь, микроструктура, макроструктура, мартенсит, бейнит, твердость, механические свойства, хрупкое разрушение, высадка, концентратор напряжений.

T.V. Olshanskaya, E.M. Fedoseeva

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

RESEARCH OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEEL 25MN2SI

Steel 25Mn2Si is widely used in long sections of long products. Since in the process of operation the structures made of sections must meet a number of requirements for such characteristics as ductility and strength, special requirements are imposed on them, which have reinforcing steel 25Mn2Si. The paper considers the rolled section by production method: hot rolling of smooth and periodic profile with controlled cooling in the flow of the rolling mill, and making of anchor heads on reinforcing elements, carried out by upsetting process. However, if the necessary requirements of the technological process for manufacturing anchor heads by upsetting are observed, their destruction occurs during the tensile test. In order to establish the possible causes of destruction, tests were carried out to determine the chemical composition of reinforcement steel, fracturographic analysis of fracture surfaces of upsetting heads after fracture, their metallographic examination with determination of microhardness, as well as the initial structure of bars and the structure of upsetting reinforcement. The results of macro- and microstructural studies, as well as the mechanical characteristics of bars of 25Mn2Si steel and upset heads are presented. According to the results of investigations, it has been established that different batches of reinforcement have different microstructure and hardness. Rebars with low-tempered martensite structure in the surface layer and bainite in the middle have higher hardness on the average from 355 HV to 340 HV and are prone to brittle failure under increased stresses and the presence of stress concentrators on the surface. Fracture of the reinforcement at the border of the dislocated part under loading follows the brittle mechanism. This is due to the initial structure of the reinforcement and to the formation of brittle quenching structures with a hardness higher than that of the reinforcement rod, which has a high level of internal stresses and a small ductility margin.

Keywords: steel, microstructure, macrostructure, martensite, bainite, hardness, mechanical properties, brittle fracture, upsetting, stress concentrator.

Производство высокопрочной арматуры и других длиномерных профилей сортового проката для изготовления железобетонных конструкций играет важнейшую роль в странах с энергично развивающимся строительством зданий и инфраструктурных сооружений.

Как известно, арматурная сталь является составной частью железобетонных конструкций. На всех стадиях изготовления и эксплуатации железобетонных конструкций она должна удовлетворять таким требованиям, как достаточная пластичность при длительных и кратковременных нагрузках, в условиях повышенных и пониженных температур, коррозионных воздействий, а также иметь необходимые прочностные характеристики. Поскольку в процессе эксплуатации арматура работает на осевое растяжение-сжатие, ее напряженное состояние определяется комплексом технологических характеристик, в том числе технологией изготовления арматурных элементов.

В зависимости от указанных факторов решается рациональная задача по выбору арматурной стали того или иного класса прочности. В обычных железобетонных конструкциях без предварительного напряжения достаточно использования арматурной стали с пределом текучести не более 400 МПа. В других случаях в сжатых или сложнонагруженных конструкциях используется арматурная сталь с пределом текучести до 1000 МПа. Достаточно изучена возможность использования в железобетонных конструкциях арматурной стали с высокой прочностью [1–4].

Широко применим прокат арматурный периодического профиля, полученный по способу производства «горячая прокатка гладкого и периодического профиля с контролируемым охлаждением в потоке прокатного стана».

Изготовление анкерных головок на арматурных элементах осуществляется процессом высадки. Согласно технологии, конец стержня перед высадкой нагревается до температуры 950–1100 °С. При этом во избежание искривления концов стержня перед высадкой головок торец стержня необходимо оплавить. Высадка головок при сжатии стержня производится при выключенном токе или путем импульсного нагрева при максимальном усилии обжатия [5].

Несмотря на соблюдение технологических требований процесса высадки, происходит разрушение анкерных головок после операций растяже-

ния. В связи с этим целью работы являлось установление вероятных причин разрушения анкерных головок арматуры.

Для установления возможных причин разрушения в ходе испытаний были проведены исследования по определению химического состава стали арматуры, фрактографический анализ поверхностей излома высаженных головок после разрушения, их металлографическое исследование с определением микротвердости, а также исходной структуры стержней и структуры высаженной арматуры. Массовую долю элементов определяли спектральным методом на спектрометре ДФС-500 по ГОСТ Р 54153–2010. Микротвердость определена с помощью микротвердомера ПМТ-3М при нагрузке 100 г по ГОСТ 9450–76. Металлографический анализ осуществляли на металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axio Vert 40 MAT при увеличении $\times(50–1000)$ [6]. Для выявления микроструктуры образцы подготавливались путем многоступенчатой шлифовки, полировки и химического травления 4%-ным раствором азотной кислоты. Для исследования исходной структуры стали арматуры перед высадкой и для измерения микротвердости были вырезаны образцы из поперечного и продольного сечений стержня. Исследования проведены на арматурной стали класса А800 разных партий (1104 и 1105).

Спектрофотометрическим методом установлено, что химический состав арматурной стали и исследуемых партий соответствует марке стали 25Г2С по ГОСТ 5781–82 (табл. 1).

Сталь 25Г2С обладает наилучшими свойствами, поэтому ее применение допустимо для арматуры в конструкциях, эксплуатируемых при низких отрицательных температурах – до –70 °С.

Металлографический анализ нетравленых шлифов выявил наличие микроразрывов длиной 0,1–0,2 мм на поверхности стержня. Внутренняя полость закатов заполнена окалиной (рис. 1).

Анализ макроструктуры показал, что структура по сечению стержня арматуры неоднородная и состоит из двух зон: 1 – поверхностный слой, 2 – внутренний слой – сердцевина (рис. 2).

Таблица 1

Химический состав материала

Образец	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	P	S	N	Cu	As	Ni	Cr
А800, ГОСТ 5781–82	0,32 (0,34)	2,40 (2,45)	2,30 (2,35)	0,040 (0,045)	0,040 (0,045)	0,012 (0,013)	0,35 (0,35)	–	–	–
Партия 1104. Сертификат	0,21	0,84	1,28	0,01	0,007	0,007	0,05	0,003	0,03	0,04
Партия 1105. Сертификат	0,22	0,79	1,33	0,009	0,006	0,008	0,04	0,003	0,02	0,05
25Г2С, ГОСТ 5781–82	0,20– 0,29	0,60– 0,90	1,20– 1,60	≤0,04	≤0,045	–	≤0,30	–	≤0,30	≤0,30
Исследуемая арматура	0,23	0,66	1,41	0,010	0,010	–	0,03	–	0,02	0,05

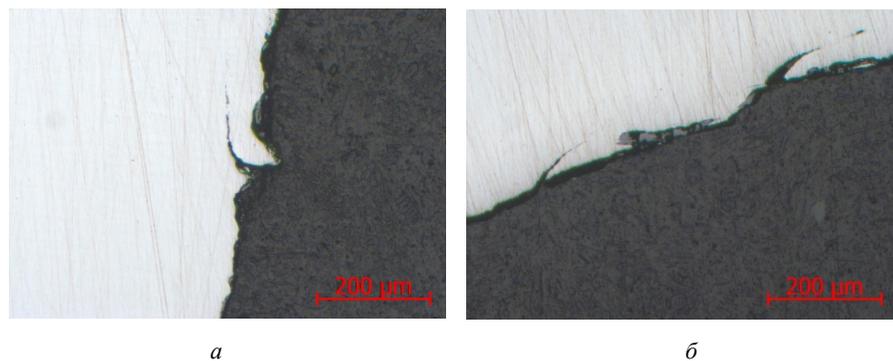


Рис. 1. Микрозакаты на поверхности стержня арматуры, $\times 100$: *a* – поперечное сечение; *б* – продольное сечение

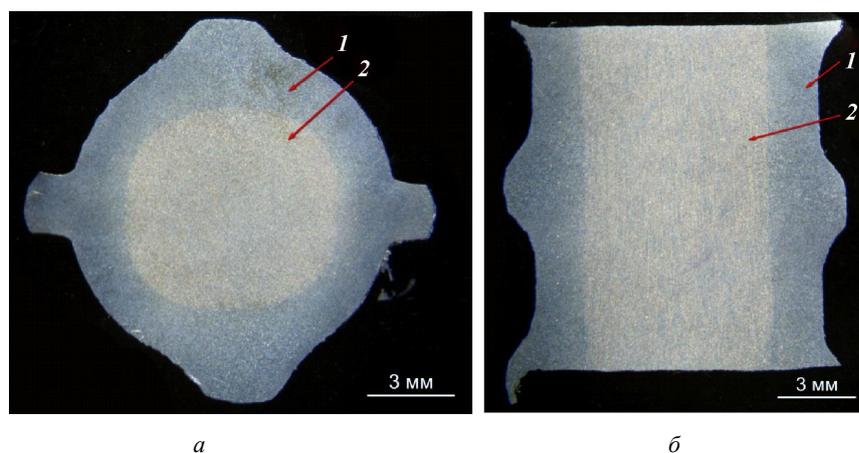


Рис. 2. Макроструктура стержня арматуры: *a* – поперечное сечение, *б* – продольное сечение; 1 – поверхностный слой, 2 – сердцевина

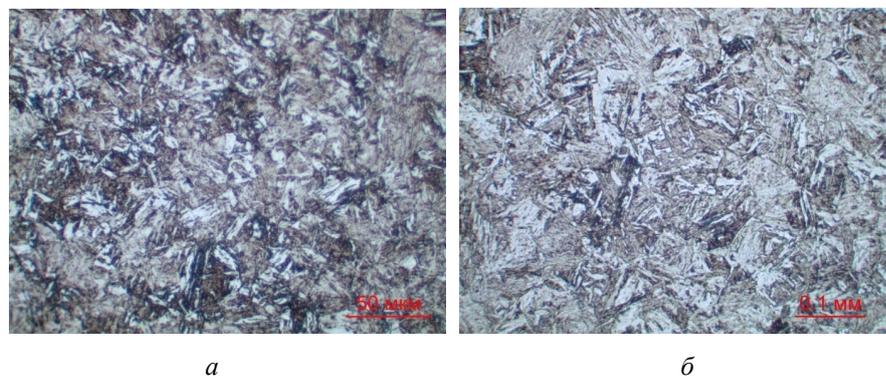


Рис. 3. Микроструктура в поверхностном слое стержня арматуры, $\times 500$: *a* – поперечное сечение; *б* – продольное сечение

Исследования подтвердили, что данные зоны отличаются по микроструктуре и твердости. Микроструктура поверхностного слоя представлена на рис. 3, сердцевинной – на рис. 4, значения микротвердости этих зон – в табл. 2.

В поверхностном слое (1-я зона) образуется структура низкоотпущенного мартенсита (см. рис. 3), средняя твердость составляет 354,8 и 345,1 HV в продольном и поперечном сечени-

ях соответственно. В сердцевине (2-я зона) структура состоит из нижнего бейнита мартенситоподобной пакетной морфологии и небольшого количества верхнего бейнита гранулярной формы (см. рис. 4). Средняя твердость этой зоны составляет 346 и 341 HV. На продольном шлифе как в макроструктуре, так и в микроструктуре проявляется полосчатость (см. рис. 2, б и рис. 4, б).

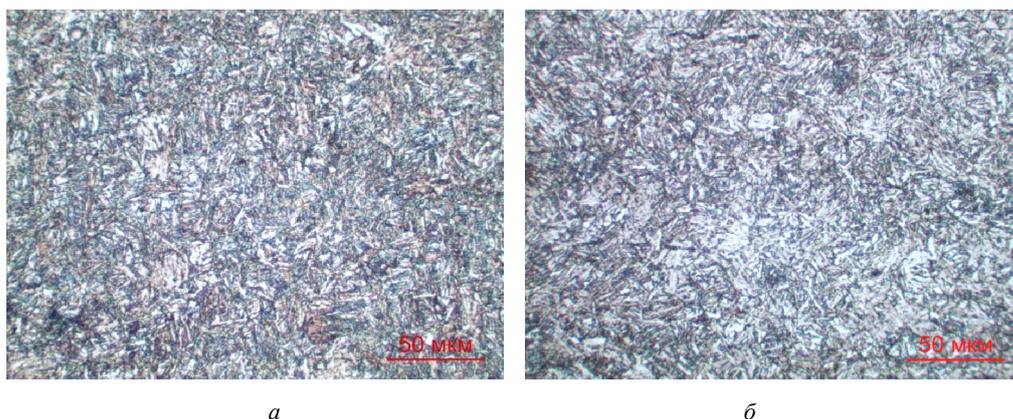


Рис. 4. Микроструктура в сердцевине стержня арматуры, $\times 500$: а – поперечное сечение; б – продольное сечение

Таблица 2

Результаты измерения микротвердости $HV_{0,1}$ стержня арматуры

Измеряемый участок Характеристики	Поперечное сечение стержня		Продольное сечение стержня	
	Поверхностный слой	Сердцевина	Поверхностный слой	Сердцевина
Диапазон значений твердости $HV_{0,1}$, МПа	360–332 (36,7–33,8 HRC)	381–332 (38,8–33,8 HRC)	371–341 (37,8–34,7 HRC)	360–315 (35,8–31,8 HRC)
Среднее значение твердости $HV_{0,1}$, МПа	345,1 (35,2 HRC)	346,2 (35,3 HRC)	354,8 (36,2 HRC)	341,8 (34,8 HRC)
Среднеквадратичное отклонение значений твердости $HV_{0,1}$, МПа	9,5	9,8	11,8	11,3

Образование зональной структуры по сечению арматурного профиля обусловлено спецификой технологии производства. Данная технология термического упрочнения включает в себя прерванную закалку и самоотпуск проката в линии стана. При резком охлаждении прутка водой образуется верхний закалочный слой – мартенсит. В зависимости от продолжительности охлаждения, диаметра арматуры и марки стали получают различную толщину закаленного слоя по периметру прутка. При этом сердцевина сохраняет структуру – аустенит. При последующем охлаждении на воздухе происходит саморегулирование температуры наружного слоя и сердцевины, что обусловлено градиентом температур между обеими частями. Это приводит к самоотпуску мартенсита поверхностного слоя, а в сердцевине прутка происходит распад аустенита в бейнит, троостит, сорбит и феррит в зависимости от скорости охлаждения в соответствующих объемах по сечению арматуры [7–10].

В результате такой обработки по сечению профиля образуется квазислоистая структура, состоящая из градиентных структурно-фазовых составляющих с разным уровнем механических и служебных свойств по сечению. При этом поверхность имеет более высокую прочность, а сердцевина более высокую пластичность. Регулирование

свойств проката осуществляется регулированием соотношения в микроструктуре мартенсита и ферритно-перлитных составляющих. Изменения технологических параметров, приводящие к увеличению прочности, ведут к уменьшению пластичности и вязкости профиля.

В нормативной литературе [5] не регламентируется, какими должны быть структура и твердость арматурного профиля для обеспечения требуемого комплекса механических свойств в зависимости от способа производства и класса арматуры.

В литературе данный вопрос мало изучен. В работах [11–15] в основном указывается общий вид структуры термоупрочненной арматуры по сечению: в поверхностном слое образуются продукты отпуска мартенсита, в сердцевине – ферритно-перлитная структура.

В работе [12] при сравнении двух вариантов термического упрочнения с разными технологическими параметрами для арматуры диаметром 12 мм из стали 20ГС (класс А800) были получены два вида структур по сечению стержня арматуры. При 1-м варианте по сечению стержня арматуры формируется высокоотпущенный мартенсит в поверхностном слое, в середине – бейнитно-ферритная структура. При 2-м варианте поверхностный слой имеет структуру низкоотпущенного

мартенсита, в середине – бейнит. В обоих вариантах уровень механических характеристик соответствует требованиям ГОСТа. Однако проведенные дополнительные механические испытания показали, что прокат с поверхностной структурой высокоотпущенного мартенсита имеет более высокие пластические характеристики, превосходит по пределу выносливости и по стойкости к коррозионному растрескиванию. В работе отмечается, что снижение температуры самоотпуска (получение на поверхности низкоотпущенного мартенсита) приводит к монолитному росту микронапряжений в наружных слоях. В результате повышается чувствительность стержней к надрезам различной природы, провоцирующим преждевременное разрушение.

Авторы работ [12, 16] при разработке технологии термоупрочненного арматурного профиля класса Ат800 из стали марки 25Г2С установили, что обеспечение всего комплекса механических характеристик с требуемым уровнем прочностных и пластических свойств происходит при формировании в сердцевине достаточно вязкой ферритно-

перлитной структуры, на поверхности – высокопрочной структуры высокоотпущенного мартенсита с переходной бейнитной структурой.

Анализ литературных данных [17–23] позволяет сделать следующий вывод.

Несмотря на соответствие механических характеристик сертификата № 130-8791 требованиям ГОСТ 34028–2016 (табл. 3), арматура в поверхностном слое обладает повышенным уровнем микронапряжений, а сердцевина имеет пониженный уровень вязкости и пластичности. В целом арматурный профиль с такой структурой имеет низкий запас пластичности и вязкости и склонен к хрупкому разрушению при повышенных напряжениях и наличии концентраторов напряжений на поверхности.

Исследования высаженных головок арматуры после разрушения проводились на двух разрушенных образцах. Для удобства представления результатов исследований обозначим их как образец № 1, поверхности разрушения которого представлены на рис. 5, и образец № 2, поверхности разрушения которого представлены на рис. 6.

Таблица 3

Механические свойства

Категория пластичности	Класс проката	Температура электронагрева, °С	Предел текучести $\sigma_T(\sigma_{0,2})$, Н/мм ²	Временное сопротивление σ_B , Н/мм ²	Относительное удлинение, %		
					δ_5	δ_p	δ_{max}
Стандартная	A800	400	800	1000	8,0	2,0	2,5
1104	A800	400	940	1130	16,5	7,0	7,6
1105			1010	1170	17,5	5,0	5,6

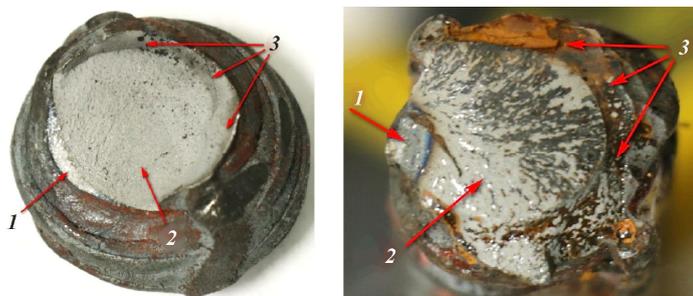


Рис. 5. Поверхности разрушения образца № 1: 1 – зона зарождения трещины; 2 – радиальная зона (зона распространения трещины); 3 – зона долома

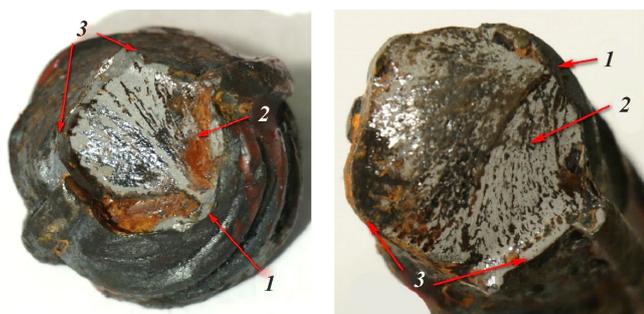


Рис. 6. Поверхности разрушения образца № 2: 1 – зона зарождения трещины; 2 – радиальная зона (зона распространения трещины); 3 – зона долома

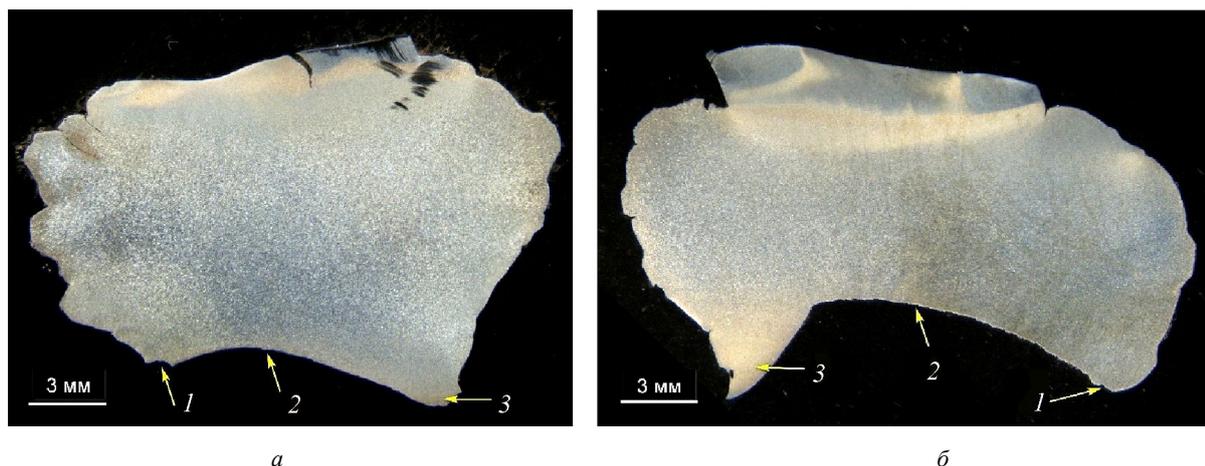


Рис. 7. Макроструктура разрушенных головок: *а* – образец № 1; *б* – образец № 2. Цифрами обозначены участки поверхности разрушения: 1 – зона зарождения трещины; 2 – зона распространения трещины; 3 – зона долома

Фрактографический анализ поверхностей разрушения показал, что в обоих случаях зоной зарождения трещины 1 является боковая поверхность у основания высаженной головки, перпендикулярная продольному ребру арматуры, зона распространения трещины 2 (радиальная зона) занимает практически все сечение, зона долома 3 находится с противоположной стороны от очага разрушения и имеет малую протяженность.

Поверхность разрушения однородная, представляет собой фарфоровидный излом с мелкокристаллическим строением. Тонкие рубцы на поверхности показывают направление развития трещин, признаки макропластической деформации отсутствуют. Мелкокристаллическое строение излома является признаком хрупкого разрушения металла с малой пластической деформацией. Такой излом характерен для высокопрочных низкоотпущенных конструкционных сталей с мелкозернистой структурой в деформированном состоянии. Тонкие рубцы также характерны для излома высокопрочных сталей со структурой отпущенного мартенсита. Кроме этого, тонкие рубцы указывают на то, что разрушение металла происходило по механизму квазискола – внутризеренное квазихрупкое разрушение, характеризующееся распространением трещины преимущественно путем разделения металла по плоскостям, не совпадающим с кристаллографическими плоскостями зерен. Радиальная зона 2 практически полностью занимает поверхность излома, что указывает на чрезвычайную хрупкость материала.

Для исследования макро- и микроструктуры образцы № 1 и № 2 были разрезаны перпендикулярно деформации металла при посадке, так

чтобы в поверхности шлифов была граница разрушения, совпадающая с направлением распространения трещины.

На макроструктуре шлифов (рис. 7) видно, что в высаженных головках образуется неоднородная структура. В образце № 1 в центре образуется более крупнозернистая структура, по краям – более мелкозернистая. В образце № 2 наблюдается такая же тенденция. Кроме этого, видна текстура деформации в виде направленных полос. Это свидетельствует о том, что в данной части процессы, связанные с рекристаллизацией металла, прошли не полностью.

Металлографические исследования микроструктуры образца № 1 показали, что в поверхности разрушения формируется структура, состоящая из мартенсита и нижнего бейнита (рис. 8, *а–г*), средняя твердость 419 HV (табл. 4). В зоне долома структура бейнитно-ферритная (рис. 8, *д, е*) с твердостью 318 HV.

Изменения микроструктуры по высоте высаженной головки сверху вниз к поверхности разрушения показаны на рис. 9. В верхней части образуется мелкодисперсная мартенситная структура с выделениями избыточного феррита (см. рис. 9, *а*). Далее происходит увеличение размерности мартенсита, количество феррита и размер его зерен увеличиваются (см. рис. 9, *б*). Постепенно к центральной части головки наблюдается уменьшение феррита и структура переходит полностью в мартенситную (см. рис. 9, *в*). Ближе к поверхности разрушения размерность мартенсита уменьшается и появляется нижний бейнит (см. рис. 9, *г*). Средняя твердость составляет 396 HV.

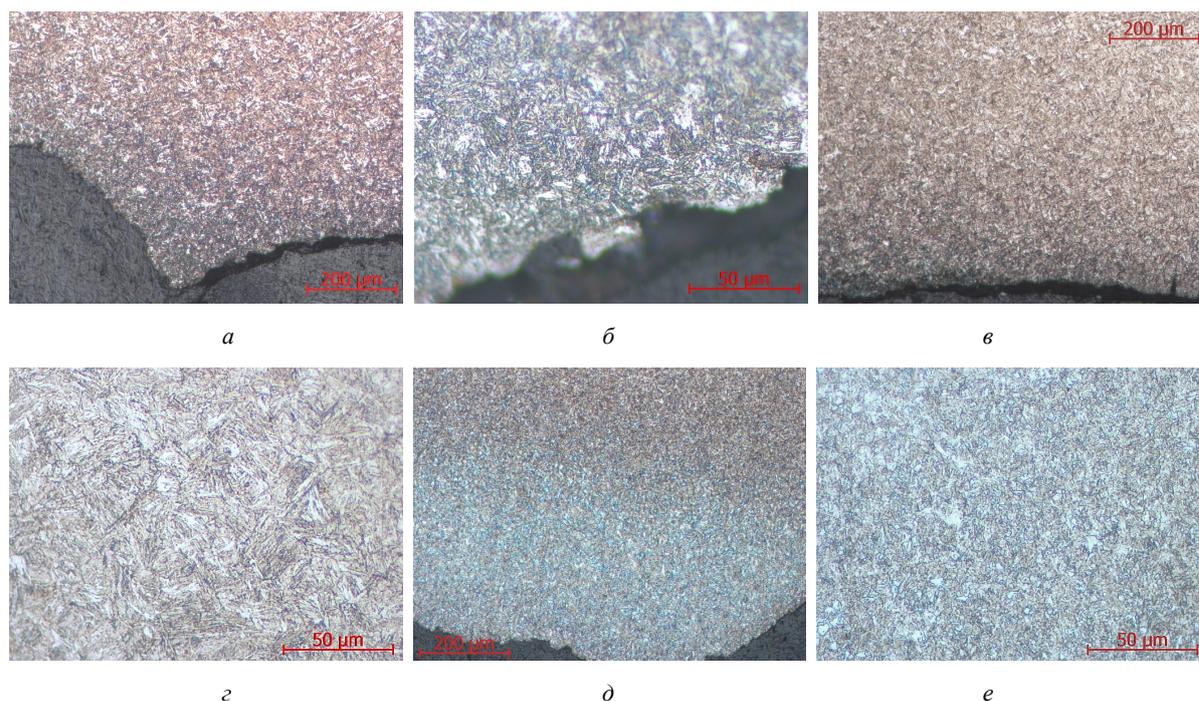


Рис. 8. Микроструктура в поверхности разрушения образца № 1, $\times 500$: а, б – в зоне зарождения трещины; в, г – в зоне распространения трещины; д, е – в зоне долома; а, в, д – $\times 100$; б, г, е – $\times 500$

Таблица 4

Результаты измерения микротвердости $HV_{0,1}$ разрушенных головок

Измеряемый участок	Образец № 1			Образец № 2	
	Поверхность разрушения	Зона долома	Середина головки	Поверхность разрушения	Середина головки
Диапазон значений твердости $HV_{0,1}$, МПа	456–351 (45,8–35,8 HRC)	360–285 (36,7–28 HRC)	456–351 (45,8–35,8 HRC)	416–360 (42,3–36,7 HRC)	404–307 (41,1–30,8 HRC)
Среднее значение твердости $HV_{0,1}$, МПа	419,4 (42,5 HRC)	318,2 (32,1 HRC)	396,5 (40,5 HRC)	401 (40,8 HRC)	350,6 (35,7 HRC)
Среднеквадратичное отклонение значений твердости $HV_{0,1}$, МПа	26,2	22,2	30,7	16,2	11,3

Примечание: в скобочках для справки указан ориентировочный перевод в единицы твердости по Роквеллу, HRC.

В образце № 2 также формируется закалочная структура, как и в предыдущем образце, но с некоторыми отличиями. Так, на поверхности разрушения структура на участке зарождения трещины состоит из мартенсита и нижнего бейнита с выделением мелких ферритных зерен по границам бывшего аустенитного зерна (рис. 10, а). На участке распространения трещины микроструктура металла такая же (рис. 10, б), дополнительно появляется небольшая ферритная полосчатость, отражающая текстуру деформации при высадке (рис. 10, в). Появление такой текстуры связано с неполной, незавершенной рекристаллизацией при горячем деформировании. В зоне долома структура представляет собой мелкодисперсную смесь феррита и бейнита (рис. 10, г, д). Средняя твердость на поверхности разрушения 401 HV (см. табл. 4).

По высоте высаженной головки также наблюдается изменение размерности микроструктуры и выделяемый избыточный феррит (рис. 11). В верхней части образуется мелкодисперсная мартенситно-ферритная смесь, далее участок, где содержание избыточного мелкодисперсного феррита резко увеличивается (см. рис. 11, а). Далее наблюдается увеличение размерности мартенсита с постепенным выделением избыточного феррита по границам бывшего аустенитного зерна. При этом феррит приобретает видманштеттовое строение (см. рис. 11, б–г). Ближе к поверхности разрушения размерность мартенсита и феррита немного уменьшается и проявляется текстура деформации (см. рис. 11, г). Средняя твердость составляет 350 HV.

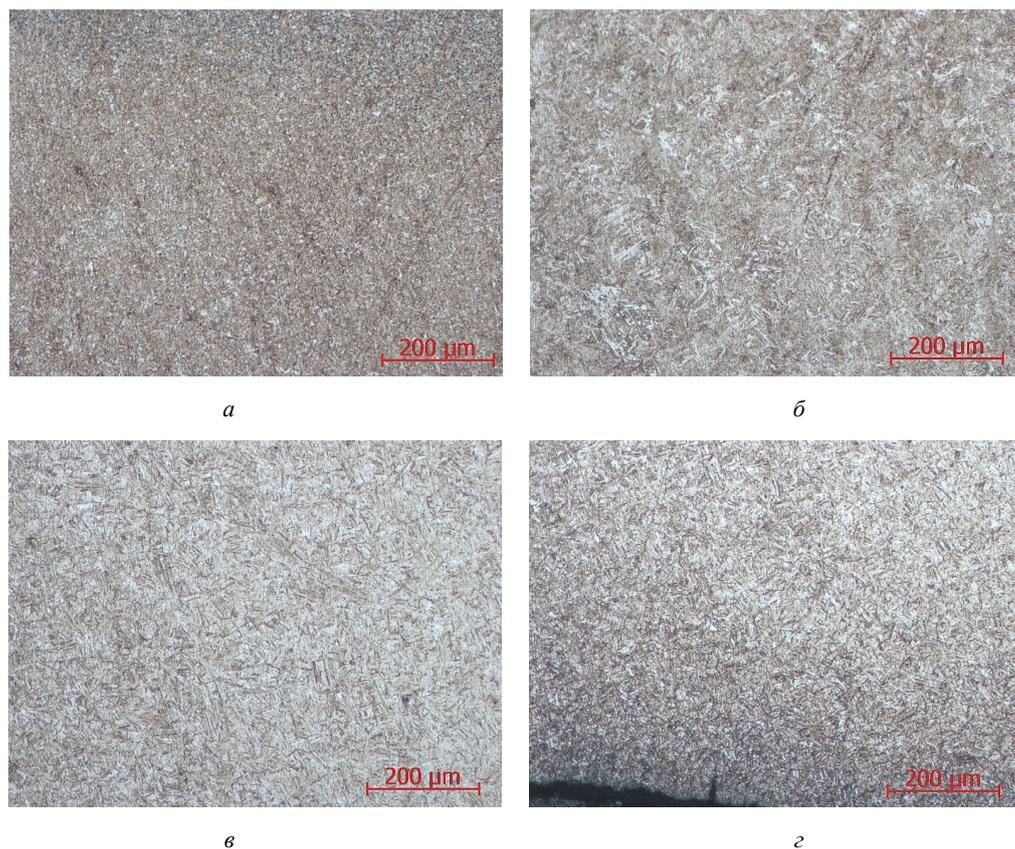


Рис. 9. Изменение микроструктуры по высоте высаженной головки, образец № 1, $\times 100$

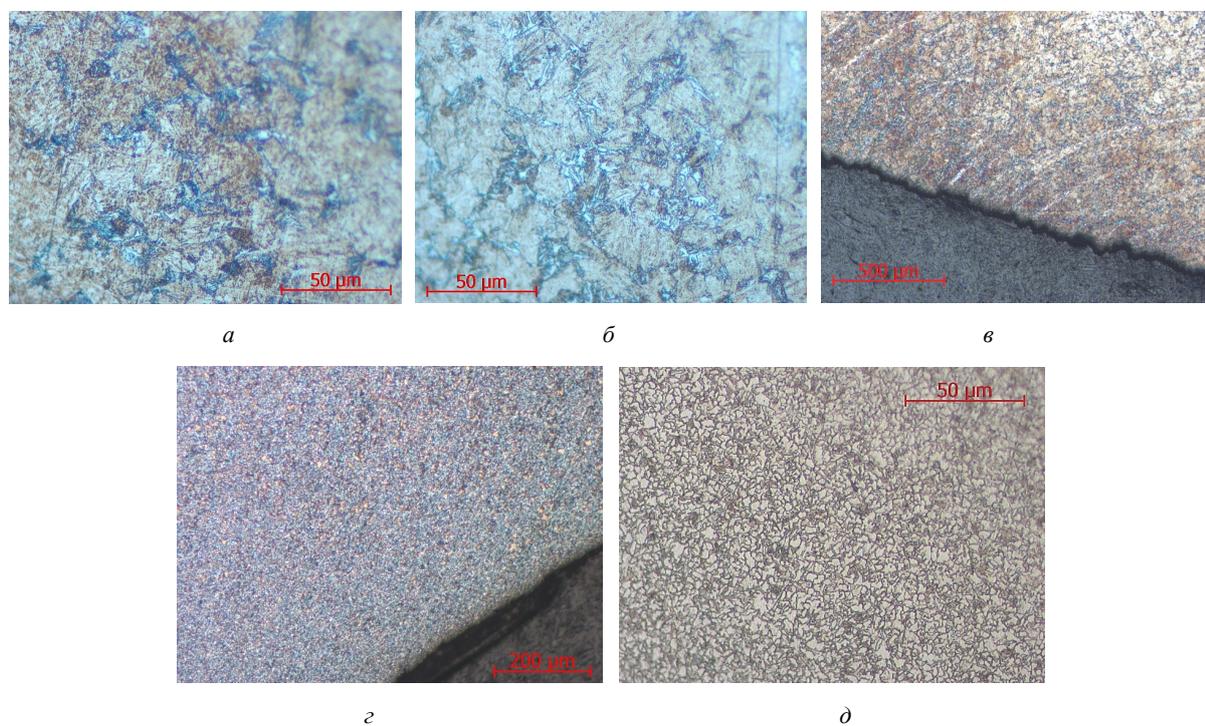


Рис. 10. Микроструктура на поверхности разрушения образца № 2: а – в зоне зарождения трещины; б, в – в зоне распространения трещины; г, д – в зоне долома; г – $\times 100$; а, б, в – $\times 500$; д – $\times 1000$

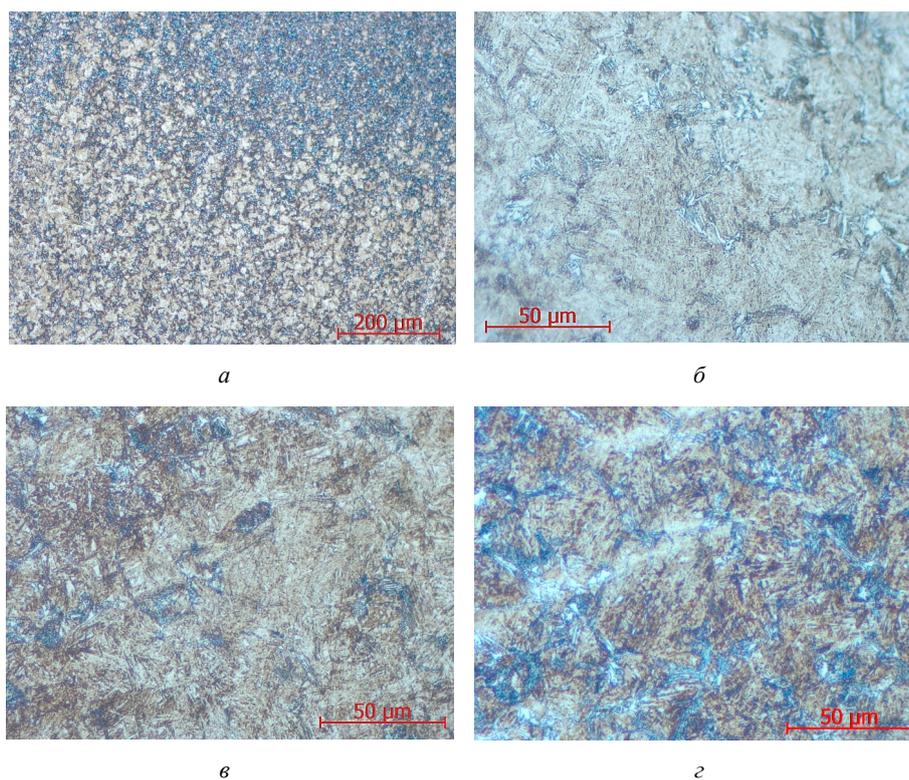


Рис. 11. Изменение микроструктуры по высоте высаженной головки, образец № 2, увеличение $\times 500$

Металлографические исследования микроструктуры высаженных головок после разрушения подтвердили, что хрупкий характер разрушения связан с образованием хрупких закалочных структур в головке при высадке, имеющих твердость выше, чем стержень арматуры. Разрушение образцов № 1 и № 2 происходит, скорее всего, по границе между высаженной частью и стержнем, т.е. по переходной зоне, обладающей меньшей твердостью, чем стержень и высаженная часть. Очагами зарождения трещин являются рванины, образующиеся на поверхности в процессе высадки головок (рис. 12 и 13).

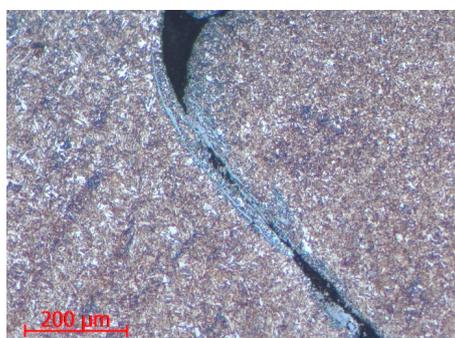


Рис. 12. Рванины на образце № 1

Исследование макро- и микроструктуры проводилось на двух образцах с высаженными головками, не подвергнутых последующему нагруже-

нию. Образцы были вырезаны вдоль прутка: образец № 3 – по продольному ребру арматуры, образец № 4 – поперек продольного ребра арматуры (рис. 14). В макроструктуре стержня арматуры четко выраженной границы между поверхностной зоной и сердцевиной не наблюдается.



Рис. 13. Рванины на образце № 2

Металлографическим анализом установлено, что микроструктура стержня арматуры данных образцов отличается от структуры, рассмотренной выше, а именно макроструктура в поверхностной зоне состоит из высокоотпущенного мартенсита и нижнего бейнита (рис. 15), сердцевина имеет бейнитно-трититно-ферритную структуру (рис. 16). Среднее значение твердости в стержне арматуры на образцах № 3 и № 4 составляет 302 HV (табл. 5).

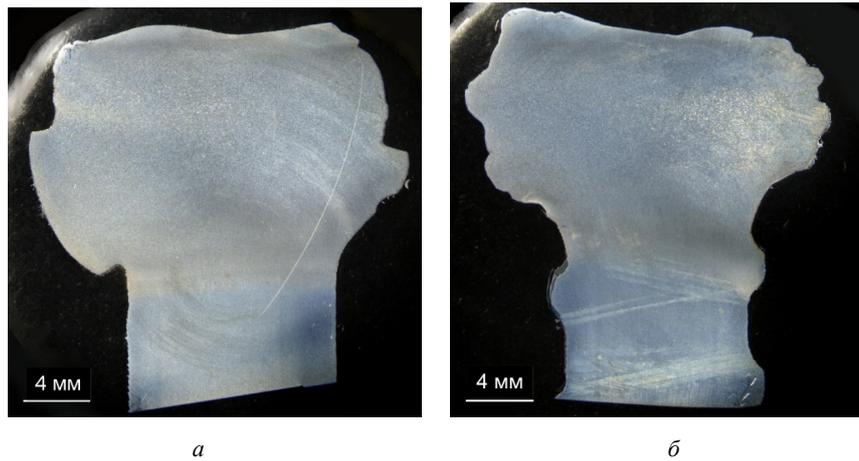


Рис. 14. Макроструктура образцов с высаженными головками: *a* – образец № 3; *б* – образец № 4

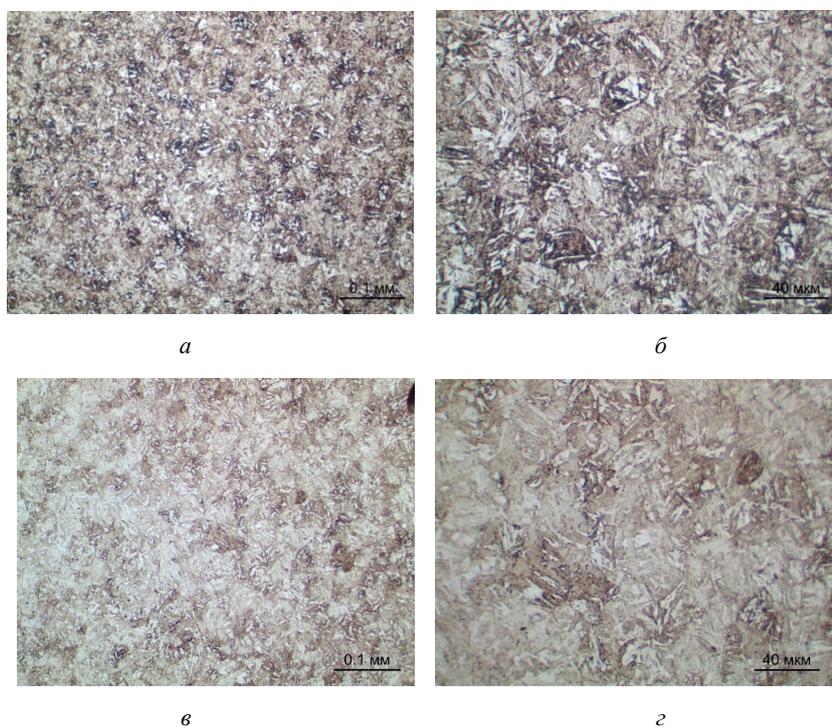


Рис. 15. Микроструктура в поверхностном слое стержня арматуры: *a*, *б* – образец № 3; *в*, *г* – образец № 4; *a*, *в* – $\times 200$; *б*, *г* – $\times 500$

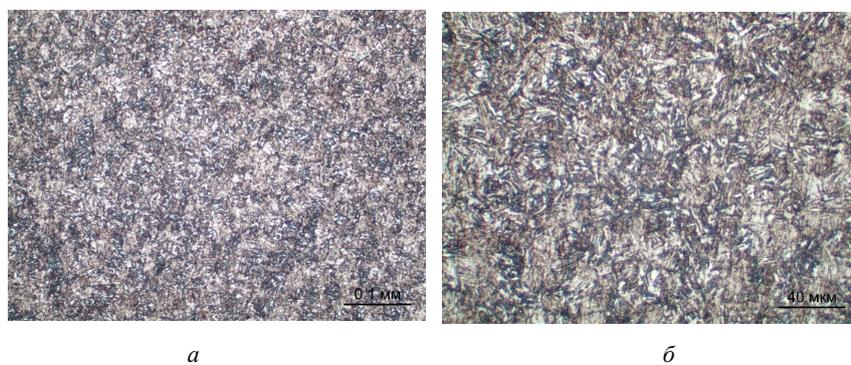


Рис. 16. Микроструктура в сердцевине слоя стержня арматуры: *a*, *б* – образец № 3; *в*, *г* – образец № 4; *a*, *в* – $\times 200$; *б*, *г* – $\times 500$. См. также с. 22

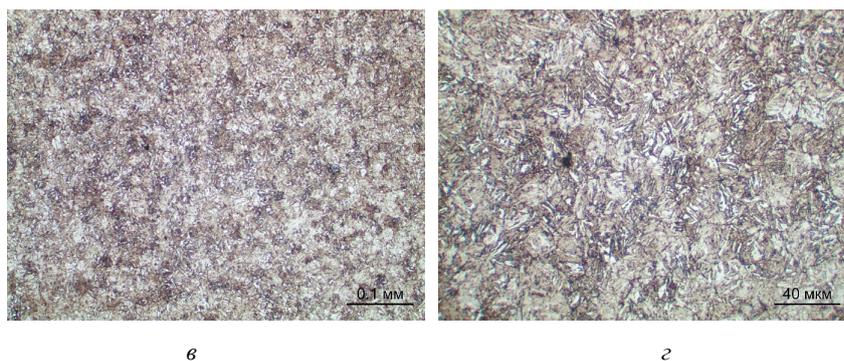


Рис. 16. Микроструктура в сердцевине слоя стержня арматуры: *a, б* – образец № 3; *в, г* – образец № 4; *a, в* – $\times 200$; *б, г* – $\times 500$. Окончание

Таблица 5

Результаты измерения микротвердости $HV_{0,1}$ образцов с высаженными головками

Измеряемый участок	Невысаженная часть, стержень арматуры	Высаженная часть, головка	Переходная зона между стержнем и головкой
Диапазон значений твердости $HV_{0,1}$, МПа	315–292 (36,7–33,8 HRC)	207–191 (38,8–33,8 HRC)	259–195 (37,8–34,7 HRC)
Среднее значение твердости $HV_{0,1}$, МПа	302 (35,2 HRC)	199 (35,3 HRC)	228,7 (36,2 HRC)
Среднеквадратичное отклонение значений твердости $HV_{0,1}$, МПа	8,7	4,8	22

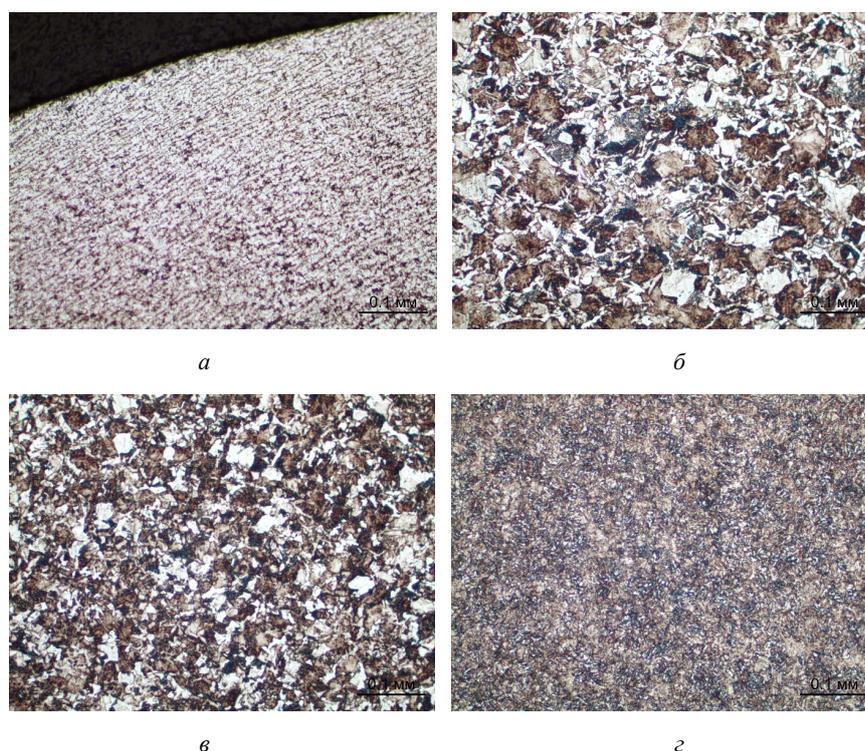


Рис. 17. Изменение микроструктуры по высоте высаженной части, образец № 3, $\times 200$

В высаженной части обоих образцов образуется ферритно-грозитная структура с изменением размерности по высоте головки. В верхней части головки структура мелкодисперсная с характерной текстурой деформации (рис. 17, *a*

и рис. 18, *a*). Ниже наблюдается увеличение размера. В образце № 3 на участке с крупнозернистой структурой образование феррита происходит по границам бывшего аустенитного зерна (рис. 17, *б*).

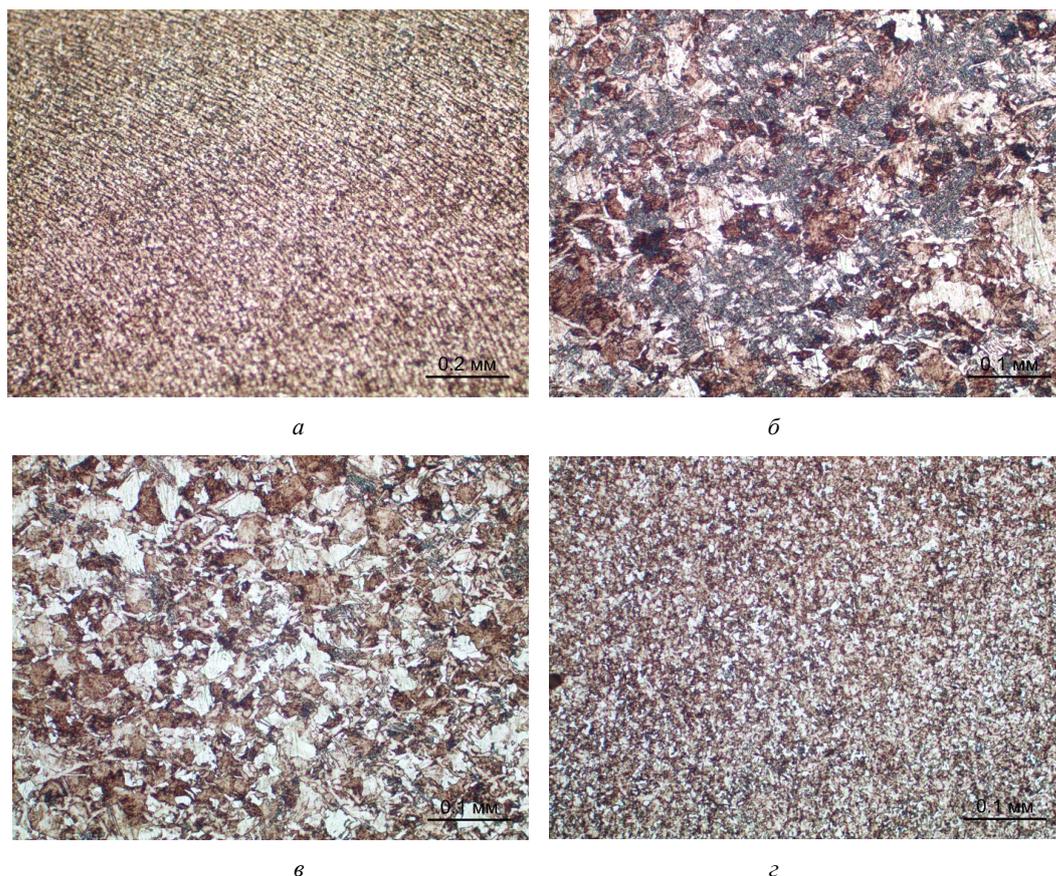


Рис. 18. Изменение микроструктуры по высоте высаженной части, образец № 4, $\times 200$

В образце № 4 на участке с крупнозернистой структурой наблюдается дополнительное образование видманштеттового феррита (рис. 18, б). Далее в обоих образцах происходит уменьшение размерности микроструктуры (рис. 17, в и рис. 18, в). Среднее значение твердости в высаженной части на образцах № 3 и № 4 составляет около 200 HV (см. табл. 5). В переходной зоне между высаженной частью и стержнем образуется мелкозернистая ферритно-бейнитная структура (рис. 17, г и рис. 18, г) с твердостью 228 HV (см. табл. 5).

Отличие по структуре и твердости стержня арматуры образцов № 3 и № 4 от исходной структуры стержня можно объяснить тем, что образцы из разных партий. Партия 1104 имеет меньшие значения предела прочности (временного сопротивления) и выше значения относительного удлинения δ_p и δ_{max} (см. табл. 3). Отличия по структуре и твердости высаженной части на образцах № 3 и № 4 от образцов № 1 и № 2 (высаженные головки после разрушения) обусловлены влиянием исходной структуры на процессы образования аустенита при нагреве и его деформацию.

Механизм образования аустенита при нагреве (упорядоченный или неупорядоченный) зависит от

исходной структуры и скорости нагрева. При упорядоченном механизме фазовая перекристаллизация происходит по сдвиговому механизму и сопровождается внутренним фазовым наклепом. При неупорядоченном механизме фазовая перекристаллизация сопровождается диффузионными процессами [2, 19, 23].

В исходной закаленной структуре (мартенсит и бейнит) упорядоченный механизм проявляется при очень высоких и очень низких скоростях нагрева. В промежуточном интервале скоростей нагрева будут проявляться оба механизма образования аустенита.

В исходной ферритно-перлитной структуре образование аустенита происходит всегда по неупорядоченному механизму.

В отпущенной закаленной структуре будут проявляться оба механизма образования аустенита. Какой механизм будет преобладать, зависит от степени отпуска исходной структуры и скорости нагрева.

Также необходимо учитывать, что при повышении скорости нагрева происходит повышение критических температур начала и конца превращения и расширение температурного интервала. Иными словами, образование аустенита и его рек-

ристаллизация будут проходить при более высоких температурах.

При электроконтактном нагреве арматуры (со скоростями в пределах 300–400 °C/c), имеющей исходную структуру низкоотпущенного мартенсита на поверхности и бейнита в сердцевине, будет преобладать упорядоченный механизм образования аустенита, сопровождающийся внутренним фазовым наклепом. В процессе деформирования также происходит наклеп. С учетом высокой скорости нагрева и повышения температуры рекристаллизации аустенита высокотемпературная динамическая рекристаллизация аустенита будет проходить не в полной мере. В стали сохраняется повышенная степень дислокаций и повышенный уровень внутренних напряжений. При дальнейшем быстром охлаждении происходит образование закалочной структуры, сопровождающееся также повышением фазовых напряжений. Кроме того, высокоскоростной нагрев приводит к значительному повышению критических точек превращения, и процесс высадки и последующая закалка могут происходить в межкритическом температурном интервале. Тогда перед закалкой в структуре металла будет присутствовать некое количество феррита с небольшим содержанием углерода и легирующих элементов. В аустените содержание углерода, соответственно, будет больше равновесного. Тогда при закалке будет образовываться более высокоуглеродистый мартенсит с повышенным уровнем фазовых напряжений и сохраняться избыточный феррит. Подобная структура наблюдается в разрушенных образцах.

В результате всех этих процессов в высаженной части арматуры будет образовываться высокопрочная, но достаточно хрупкая закалочная структура с повышенным уровнем внутренних напряжений.

При электроконтактном нагреве арматуры, имеющей исходную структуру высокоотпущенного мартенсита в поверхностном слое и бейнитно-троститно-ферритную в сердцевине, ведущим будет неупорядоченный механизм образования аустенита, сопровождающийся диффузионным превращением феррита в аустенит и растворением карбидов. По данному механизму не происходит дополнительный внутренний фазовый наклеп. Соответственно, уровень внутренних напряжений при деформировании меньше и процессы высокотемпературной динамической рекристаллизации будут проходить в более полном объеме. В результате охлаждения в высаженной части будет образовываться структура с большим запасом пластичности и с более низким уровнем внутренних напряжений.

Таким образом, установлено, что разные партии арматуры имеют разную микроструктуру и твердость. Арматура со структурой низкоотпущенного мартенсита в поверхностном слое и бейнита в середине имеет более высокую твердость – в среднем от 355 до 340 HV и склонна к хрупкому разрушению при повышенных напряжениях и наличии концентраторов напряжений на поверхности.

Разрушение арматуры по границе высаженной части при нагружении идет по хрупкому механизму. Это связано с исходной структурой арматуры и с образованием в высаженной части хрупких закалочных структур с твердостью выше, чем стержень арматуры, обладающий повышенным уровнем внутренних напряжений и имеющий малый запас пластичности. Образование подобной структуры обусловлено особенностями превращения при высокоскоростном нагреве и деформировании исходной структуры арматуры (низкоотпущенного мартенсита в поверхностном слое и бейнита в середине).

Список литературы

1. Высокопрочные арматурные стали / А.П. Гуляев, А.С. Астафьев, М.А. Волкова [и др.]. – М.: Металлургия, 1966. – 138 с.
2. Высокопрочная арматурная сталь / А.А. Кугушин, И.Г. Узлов, В.В. Калмыков, С.А. Мадатян, А.В. Ивченко. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
3. Соколовский П.И. Арматурные стали. – М.: Металлургия, 1964. – 208 с.
4. Металловедение и термическая обработка стали: справ.: в 2 т. / под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургиздат, 1961–1962. – 753 с.
5. Руководство по технологии изготовления предварительно напряженных железобетонных конструкций. – М., 1975. – 17 с.
6. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
7. Клюев Д.Ю., Комлев С.Б., Мацишин С.О. Структура и свойства термоупрочненного арматурного проката из стали Ст3Гпс // Прикладная физика и материаловедение. – 2013. – № 2/5(62). – С. 46–50.
8. Волков К.В., Чинокалов В.Я., Коновалов С.В. Формирование структурно-фазовых состояний арматуры при слиттинг-процессе и последующем термическом упрочнении // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2012. – № 6. – С. 50–51.
9. Ефимов О.Ю. Структурно-фазовые состояния и технология производства упрочненной стальной арматуры и чугуновых валков. – Новокузнецк: НПК, 2008. – 300 с.
10. Влияние технологии производства на фазовые и структурные превращения кремнийсодержащей стали / М.В. Майсурадзе [и др.] // Сталь. – 2017. – № 1. – С. 52–58.

11. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.

12. Разработка технологии и освоение производства арматурного проката класса прочности Ат800 / А.Ю. Дзюба, М.В. Блохин, Р.В. Новицкий, И.Н. Романец // Обработка материалов давлением. – 2012. – № 4 (33). – С. 146–152.

13. Сычков А.Б., Жигарев М.А., Перчаткин А.В. Технологические особенности производства арматурного проката широкого назначения: монография / ГОУ ВПО «МГТУ». – Магнитогорск, 2006. – 499 с.

14. Производство арматурного проката в мотках классов А400С–А500С на сортовой линии МПС 250/150–6 / В.В. Парусов, В.Г. Черниченко, О.В. Парусов, В.А. Кекух, В.А. Щур // Теория и практика металлургии. – 2008. – № 5/6. – С. 174–186.

15. Майсурадзе М.В., Рыжков М.А., Сурнаева О.А. Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства высокопрочной кремнистой стали // Сталь. – 2016. – № 6. – С. 62–66.

16. Вакуленко И.А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2003. – 94 с.

17. Characterization of bainitic/martensitic structures formed in isothermal treatments below the Ms temperature / A. Navarro-Lopez [et al.] // Materials Characterization. – 2017. – Vol. 128. – P. 248–256.

18. Мойсейчик Е.А. Структурная слоистость арматуры из низкоуглеродистых термоупрочненных сталей // Вестник Брестского государственного технического университета. – 2010. – № 4. – С. 53–58.

19. Взаимосвязь структурной неоднородности термически упрочненной арматуры с изменением твердости по сечению стержней / В.И. Большаков, В.А. Шеремет, А.О. Чайковская [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. тр. / ПГА-СА. – Днепропетровск, 2006. – Вып. 36. – Ч. 1. – С. 159–167.

20. Язневич А.М. Исследование структуры и механических свойств арматурных стержней класса А500С // Вестник БНТУ. Металлургия. Металлообработка. Машиностроение. – 2010. – № 4. – С. 35–38.

21. Большаков В.И., Чайковская А.О. Структурные превращения наружных слоев термически упрочненной арматуры при повторном нагреве // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2014. – № 2. – С. 48–50.

22. Tensile deformations of “Mild” reinforcing steels for reinforced concrete structures / О.М. Donchenko, L.A. Suleymanova, V.I. Rimshin, I.S. Ryabchevskiy // Lecture Notes in Civil Engineering. International Conference Industrial and Civil Construction, Belgorod, 18 January 2021. – 19 January 2021. – Belgorod, 2021. – Vol. 147. – P. 302–308. – 255489.

23. Вакуленко И.А., Раздобреев В.Г. Зависимость предела текучести от субструктурных характеристик термически упрочненной низкоуглеродистой стали 12Г2С // Металлы. – 2005. – № 4. – С. 40–45.

References

1. Guliaev A.P., Astafev A.S., Volkova M.A. et al. Vysokoprochnye armaturnye stali [High-strength reinforcing steels] Moscow: Metallurgiiia, 1966, 138 p.

2. Kugushin A.A., Uzlov I.G., Kalmykov V.V., Madatian S.A., Ivchenko A.V. Vysokoprochnaia armaturnaia stal' [High-strength reinforcing steel]. Moscow: Metallurgiiia, 1986. 272 p.

3. Sokolovskii P.I. Armaturnye stali [Reinforcing steels]. Moscow: Metallurgiiia, 1964, 208 p.

4. Metallovedenie i termicheskaia obrabotka stali [Metallurgy and heat treatment of steel]. Ed. M.L. Bernshteina, A.G. Rakhshatda. 2nd. Moscow: Metallurgizdat, 1961–1962, 753 p.

5. Rukovodstvo po tekhnologii izgotovleniia predvaritel'no napriazhennykh zhelezobetonnykh konstruksii [Diffraction electron microscopy in metal science]. Moscow, 1975, 17 p.

6. Utevskaia L.M. Difraktsionnaia elektronnaia mikroskopiia v metallovedenii [Diffraction electron microscopy in metal science]. Moscow: Metallurgiiia, 1973, 584 p.

7. Kliuev D.Iu., Komlev S.B., Matsishin S.O. Struktura i svoistva termouprochnennogo armaturnogo prokata iz stali St3Gps [Structure and properties of heat-strengthened reinforcing steel St3Gps]. *Prikladnaia fizika i materialovedenie*, 2013, no. 2/5(62), pp. 46–50.

8. Volkov K.V., Chinokalov V.Ia., Konovalov S.V. Formirovanie strukturno-fazovykh sostoianii armatury pri slitting-protseesse i posleduiushchem termicheskom uprochnenii [Formation of structural-phase states of reinforcement during the slitting process and subsequent thermal hardening]. *Izvestiia vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaia metallurgiiia*, 2012, no. 6, pp. 50–51.

9. Efimov O.Iu. Strukturno-fazovye sostoianii i tekhnologii proizvodstva uprochnennoi stal'noi armatury i chugunnykh valkov [Structural-phase states and production technology of hardened steel fittings and cast iron rolls]. Novokuznetsk: NPK, 2008, 300 p.

10. Maisuradze M.V. et al. Vliianie tekhnologii proizvodstva na fazovye i strukturnye prevrashcheniia kremniisoderzhashchei stali [Influence of production technology on phase and structural transformations of silicon-containing steel]. *Stal'*, 2017, no. 1, pp. 52–58.

11. Bernshtein M.L., Zaimovskii V.A., Kaputkina L.M. Termomekhanicheskaia obrabotka stali [Thermomechanical processing of steel]. Moscow: Metallurgiiia, 1983, 480 p.

12. Dziuba A.Iu., Blokhin M.V., Novitskii R.V., Romanets I.N. Razrabotka tekhnologii i osvoenie proizvodstva armaturnogo prokata klassa prochnosti At800 [Development of technology and mastering of production of rebar rolled products of strength class At800]. *Obrabotka materialov davleniem*, 2012, no. 4 (33), pp. 146–152.

13. Sychkov A.B., Zhigarev M.A., Perchatkin A.V. Tekhnologicheskie osobennosti proizvodstva armaturnogo prokata shirokogo naznachenii: monografiia [Technological peculiarities of production of reinforcing bars for a wide range of applications]. MGTU. Magnitogorsk, 2006, 499 p.

14. Parusov V.V., Chernichenko V.G., Parusov O.V., Kekukh V.A., Shchur V.A. Proizvodstvo armaturnogo prokata v motkakh klassov A400S–A500S na sortovoi linii MPS 250/150–6 [Production of rebar in coils of A400C–A500C grades on the MPS 250/150-6 long product line]. *Teoriia i praktika metallurgii*, 2008, no. 5/6, pp. 174–186.

15. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Surnaeva O.A. Vliianie termicheskoi obrabotki na mikrostrukturu i mekhanicheskie svoistva vysokoprochnoi kremnistoï stali [Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of high-strength silicon steel]. *Stal'*, 2016, no. 6, pp. 62–66.

16. Vakulenko I.A. Struktura i svoistva ugle-rodistoï stali pri znakoperennom deformirovanii [Structure and properties of carbon steel under alternating strain]. Dnepropetrovsk: Gaudeamus, 2003, 94 p.

17. Navarro-Lopez A. et al. Characterization of bainitic/martensitic structures formed in isothermal treatments below the Ms temperature. *Materials Characterization*, 2017, vol. 128, pp. 248–256.

18. Moiseichik E.A. Strukturnaia sloistost' armatury iz nizkouglerodistykh termouprochnennykh stalei [Structural layering of reinforcing bars made of low-carbon heat-treated steels]. *Vestnik Brestskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2010, no. 4, pp. 53–58.

19. Bol'shakov V.I., Sheremet V.A., Chaikovskaia A.O. Vzaimosviaz' strukturnoi neodnorodnosti termicheski uprochnennoi armatury s izmeneniem tverdosti po secheniiu sterzhnei [Relationship between structural heterogeneity of thermally hardened reinforcing bars and changes in hardness across the cross-section of the bars]. *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie*. Dnepropetrovsk, 2006, iss. 36, part 1, pp. 159–167.

20. Iaznevich A.M. Issledovanie struktury i mekhanicheskikh svoistv armaturnykh sterzhnei klassa A500S [Study of structure and mechanical properties of reinforcing bars of class A500C]. *Vestnik BNTU. Metallurgii. Metalloobrabotka. Mashinostroenie*, 2010, no. 4, pp. 35–38.

21. Bol'shakov V.I., Chaikovskaia A.O. Strukturnye prevrashcheniia naruzhnykh sloev termicheski uprochnennoi armatury pri povtornom nagreve [Structural transformations of the outer layers of thermally hardened reinforcement during reheating]. *Metallurgicheskaiia i gornorudnaia promyshlennost'*, 2014, no. 2, pp. 48–50.

22. Donchenko O.M., Suleymanova L.A., Rimshin V.I., Ryabchevskiy I.S. Tensile deformations of “Mild” reinforcing steels for reinforced concrete structures. *Lecture Notes in Civil Engineering. International Conference Industrial and Civil Construction*. Belgorod, 2021, vol. 147, pp. 302–308.

23. Vakulenko I.A., Razdobreev V.G. Zavisimost' predela tekuchesti ot substrukturnykh kharakteristik termicheski uprochnennoi nizkouglerodistoï stali 12GS2 [Dependence of yield strength on substructural characteristics of thermally hardened low-carbon steel 12MgSi2]. *Metally*, 2005, no. 4, pp. 40–45.

Получено 09.08.2021

Опубликовано 30.09.2021

Сведения об авторах

Федосеева Елена Михайловна (Пермь, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета, e-mail: emfedoseeva@pstu.ru.

Ольшанская Татьяна Васильевна (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры сварочного производства, метрологии и технологии материалов Пермского национального исследовательского политехнического университета, e-mail: tvo66@rambler.ru.

About the authors

Elena M. Fedoseeva (Perm, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University, e-mail: emfedoseeva@pstu.ru.

Tatyana V. Olshanskaya (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Welding Production, Metrology and Technology of Materials, Perm National Research Polytechnic University, e-mail: tvo66@rambler.ru.