ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

¹ДЕМЕНТЬЕВ В. Б., ¹МАХНЕВА Т. М., ²САБРИКОВ Ф. З., ²ПЕТРЕНКО В. И.

¹ Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения РАН, 426067, г. Ижевск, ул. Т. Барамзиной, 34

² ООО «Системный подход», 445000, Самарская область, г. Тольятти, Вокзальная улица, 44

АННОТАЦИЯ. Приведены исследования структуры и механических свойств и твердости стали 32Г2, используемой в производстве полуфабрикатов с высаженными концами для насосно-компрессорных труб. Показано влияние режима закалки с температур горячей деформации на фазовый состав, величину зерна, структуру, уровень прочностных и пластических характеристик. Оптимальные показатели прочности, пластичности и минимум различия в структуре высаженного конца труб и переходной зоны достигнуты при закалке с температур ковочного нагрева $T_k = 1120\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $1160\text{ }^{\circ}\text{C}$ с подстуживанием при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: конструкционная доэвтектоидная сталь, изотермическая закалка, горячая деформация, подстуживание, трубы, структура, свойства.

ВВЕДЕНИЕ

Вопросы поиска путей улучшения качества трубной стали вызваны повышением требований к механическим и эксплуатационным свойствам обсадных насосно-компрессорных труб (НКТ). Для достижения необходимого уровня исследователи используют следующие инструменты: легирование, режимы деформации, термической обработки. Поиску оптимальных режимов термической обработки посвящены работы [1, 2], в которых рассматриваются возможности использования скоростного нагрева при закалке в широком диапазоне температур закалки, а также влияния скорости охлаждения на формирование комплекса механических свойств, обеспечивающего надежность работы труб во время эксплуатации.

Конструкционная сталь 32Г2 хорошо зарекомендовала себя при производстве труб для насосно-компрессорных станций. Насосно-компрессорные трубы (НКТ) используются для транспортировки газа или жидкого флюида из скважины на поверхность. Другое применение НКТ – закачка (нагнетание) воздуха для продувания и для ремонтных работ в скважине. При постоянном контакте с влагой, агрессивной средой и высоким давлением трубы НКТ отличаются повышенной износостойкостью, герметичностью, устойчивостью к коррозии и большой проходимостью внутри ствола трубы.

Выпускаемые отечественными предприятиями насосно-компрессорные трубы имеют несколько категорий класса качества = (групп прочности): «Д», «К», «Е», «Л», «М» [1]. Группа прочности металла в НКТ возрастает от «Д» к «М» в зависимости от условий рельефа (каменистость, глубина промерзания), от глубины скважины, от состава транспортного агента и повышения внутреннего давления.

Трубы группы «Е» выпускаются с высаженными наружу концами (тип НКТ-В, рис. 1) должны соответствовать требованиям ГОСТа 32696-2014 (ТУ) [3]. Термическая упрочняющая обработка труб включает в себя закалку с отпуском в зависимости от химического состава плавки стали. Для снятия напряжений после горячей деформации трубы отжигают при температуре $660\text{ }^{\circ}\text{C}$ на троостит.

Ранее считалось, что достижение необходимого уровня свойств возможно лишь за счет применения упрочняющей термической обработки. Однако, в настоящее время популярны способы внешнего воздействия на структуру с целью создания особых субструктур, за счет которых в основном обеспечивается улучшение комплекса физико-механических свойств изделий [4].

1 – зона основного металла трубы; 2 – переходная зона (ПЗ); 3 – зона высаженного конца трубы (ВЗ)

Рис. 1. Наружная высадка труб, группа точности «Д» и «Е» (ГОСТ 32696-2014)

Представляло интерес исследовать, какое влияние на структуру и свойства в зонах высаженного конца труб (рис. 1) окажет закалка с ковочного нагрева с подстуживанием при температурах, близких к критическим (A_{C1} и A_{C3}), и будет ли эффективным подстуживание в спрейнере с холодной водой.

В связи с этим, целью работы являлось нахождение условий (T_K , $T_{П}$, $\tau_{перехл}$) получения однородной структуры, обеспечивающей оптимальный комплекс механических свойств в переходной зоне и высаженном конце труб из стали 32Г2.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом для исследования служили образцы стали 32Г2. Химический состав стали приведен в табл. 1. Образцы были вырезаны из участков высаженных концов труб (рис. 1) прошедших закалку с ковочного нагрева по режимам, приведенным в табл. 2.

Таблица 1

Химический состав стали 32Г2, %

Элемент	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al
Факт	0,33	0,28	1,39	0,011	0,12	0,3	0,09	0,21	0,031
Требования к классу «Е»	0,30-0,35	0,20-0,35	1,25-1,45	0,025	0,025	0,30	0,30	0,30	0,020

Металлографические исследования, определение твердости и испытание механических свойств проведены согласно требованиям ГОСТа 32696-2014. Фазовый состав оценивали качественно на рентгеновском дифрактометре D2 PHASER с геометрией Брегга-Брентано и линейным счетчиком LYNXEYE. Съёмку образцов проводили в медном K_α -излучении, анализ дифрактограмм – с помощью программного модуля «DIFFRAC.EVA», идентификацию фаз – с использованием базы данных PDF-2/Release 2010 RDB международного центра по дифракционным данным ICDD.

Таблица 2

Варианты заковки с ковочного нагрева труб из стали 32Г2

Параметры режима	Ковка		Неполная закалка в спрейнере						Закалка с подстуживанием		
Температураковки T_K , °C	1190	1100	1190			1100			1160	1180	1120
Время охлаждения τ , с	непрерывно на воздухе		1	3	8	1	5	8	5	5	5
Температура подстуживания $T_{П}$, °C	-		-						900		800 900
№ образца	2	11	3	4	5	6	7	8	12	13	9 10

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Как видно из табл. 1, исследуемая сталь является марганцовистой с добавками хрома, никеля, меди и относится к классу микролегированных сталей. Кроме того, сталь раскислена алюминием, необходимым для измельчения зерна за счет мелкодисперсных нитридов. Распад аустенита при переохлаждении происходит, как свидетельствуют термокинетические диаграммы [5, 6], в интервале температур $750 \div 400$ °C.

При исследовании фазового состава установлено наличие только α -железа с параметром решетки $2,8665 \text{ \AA}$ ($0,0287 \text{ нм}$) (у нелегированного α -Fe период кристаллической решетки равен $2,86645 \text{ \AA}$ [7]). Рентгенограммы цементита получить не удалось по причине малого размера частиц этой фазы (менее 50 нм). Поскольку рентгеновские дифрактограммы всех исследованных образцов идентичны (различие только в высоте основного максимального пика от α -Fe), фазовый состав представлен одним пиком дифрактограмм на рис. 2, из которого видно как изменяется количество α -фазы Fe в зависимости от режима закалки. Самая высокая интенсивность принадлежит α -фазе образца № 2 и соответствует структуре на рис. 3.

Рис. 2. Дифрактограммы с образцов стали 32Г2

Результаты исследования микроструктуры, величины действительного зерна, твердости и механических свойств при испытаниях на растяжение образцов, вырезанных из: исходной трубы № 1; высаженных концов труб (№№ 2-13); переходной зоны (№№ 2.1-13.1) приведены на рис. 3, 4 и в табл. 3. Как видно, соотношение структурных составляющих в исследуемой стали изменяется в зависимости, как от условий проведенияковки (горячей деформации), так и совмещенного с ковкой режима термической обработки.

Структура стали основного металла труб (образец № 1) соответствует мелкозернистой структуре нормализованной стали [5] состоит из феррита, карбидов и перлита, который представляет собой феррито-карбидную смесь (ФКС). Кроме того, в соответствии с диаграммой состояния «железо–углерод» [8, 9], в структуре должен присутствовать третичный цементит как результат распада феррита при переохлаждении и выдержке. Однако в доэвтектоидной стали он структурно не выявляется.

Режим 1. Сформированная после ковочного нагрева при $T_K = 1190 \text{ }^\circ\text{C}$ микроструктура образца № 2 в зоне высаженного конца трубы (рис. 3, а) и в переходной зоне (рис. 3, б) представляет собой ярко выраженный избыточный феррит по границам действительного зерна и перлит. В светлых полях высаженной зоны видны темные нитевидные прерывистые карбиды, выделившиеся из пересыщенного феррита в виде параллельных волокон, идущих от границ зерен и перпендикулярно им (рис. 3, а), и также непрерывные карбиды, располагающиеся внутри зерна (рис. 3, б). Карбиды, выделившиеся по границам первичного аустенитного зерна и на дефектах кристаллического строения, имеют неопределенную форму (рис. 3, б, в, г). Дисперсные карбиды, входящие в состав перлита, и нитриды не видны.

Сравнение структур на микрофотографиях (рис. 3) позволило также отметить наличие существенного различия в структуре переходной зоны и высаженного конца. При зерне 7-го балла различие выражено наибольшим количеством избыточного феррита в структуре переходной зоны (см. также интенсивность сильной линии от α -Fe на угле $2\theta = 44,8$ градусов рис. 2). Прерывистые нитевидные карбиды, выделившиеся в феррите, наблюдаются в большей мере в зоне высаженного конца трубы (образец № 2). При наличии в структуре избыточного феррита в виде развитой сетки полученные результаты по механическим свойствам не соответствовали требованиям ГОСТа по показателям предела текучести и твердости (202 ед. НВ), что было характерно и для температуры $T_K = 1100$ °С (табл. 3, выделено жирным). Кроме того, степень различия в свойствах между зонами (Z), оцененная в процентах, составила 0,68; 4,79; 4,25 и 0 % соответственно по σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ и НВ (табл. 4, образец № 2).

Рис. 3. Микроструктура стали 32Г2 после закалки с ковочного нагрева при непрерывном охлаждении на воздухе: а, б – $T_K = 1190$ °С; в, г – $T_K = 1100$ °С. 1 – прерывистые карбиды; 2 – перлит; 3 – карбиды непрерывные; 4 – карбиды из аустенита. $\times 500$. а, в – высаженный конец; б, г – переходная зона

Как известно [5], с увеличением скорости охлаждения зёрна феррита и перлита измельчаются. При этом количество феррита уменьшается, а перлита увеличивается. Сетка феррита в среднеуглеродистой стали становится тоньше, пластины цементита короче и структура перлита измельчается при этом настолько, что разрешить отдельные пластинки перлита с помощью оптического микроскопа невозможно.

Таблица 3

Структура и свойства стали 32Г2 после закалки с ковочного нагрева

№ образца	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	H _B	№ ₃	Структура	T _K (T _П), °C	Y	Δ
1	789	682	22,5	235	7-8	Дисперсный перлит, карбиды	1190	–	–
2	733	517	22,5	202	7	Избыточный феррит, карбиды, перлит	1190	0,705	0,041
2.1	728	543	23,5	202	7	Избыточный феррит, карбиды, перлит	1190	0,746	
3	764	542	22,0	212	6	Избыточный феррит, карбиды, перлит	1190	0,709	0,041
3.1	760	570	23,0	212	6-7	Избыточный феррит, карбиды, перлит	1190	0,750	–
4	801	550	15,0	223	4-5	Феррит иглообразный, карбиды прерывистые, полосчатость	1190	0,680	0,078
4.1	760	576	21,0	212	7	Карбиды в избыточном иглообразном феррите, перлит	1190	0,758	–
5	1470	1350	13,0	444	6	Троостит, нижний бейнит , феррит, карбиды, полосчатость	1190	0,918	-0,031
5.1	938	842	16,0	293	6-7	Троостит, карбиды, феррит	1190	0,887	–
6	762	537	21,5	212	7	Карбиды в избыточном феррите, перлит, полосчатость	1100	0,705	0,054
6.1	738	560	23,0	202	7	Карбиды в избыточном феррите, перлит, полосчатость , карбиды по границам зерен	1100	0,759	–
7	775	662	20,5	223	7	Дисперсный перлит (сорбит), избыт. феррит, полосчатость	1100	0,854	0,006
7.1	690	594	23,0	202	7	Дисперсный перлит (сорбит), избыт. феррит, более выраженная полосчатость	1100	0,860	–
8	791	681	21,0	223	7	Сорбито-образный перлит, карбиды	1100	0,860	0,015
8.1	720	630	22,5	212	7	Сорбито-образный перлит, карбиды	1100	0,875	–
9	995	904	15,0	311	7	Троостит, карбиды в феррите	1120→800	0,908	–
9.1	-	-	-	223	7	–			
10	780	671	21,0	223	7	Сорбито-образный перлит, карбиды в феррите	1120→900	0,860	0,018
10.1	772	678	22,0	223	7	Сорбито-образный перлит, карбиды в феррите	1120→900	0,878	–
11	692	484	22,0	202	7	Избыточный феррит, карбиды, перлит	1100	0,699	0,025
11.1	686	497	21,0	202	7	Избыточный феррит, карбиды, перлит	1100	0,725	–
12	804	694	21,0	229	7	Троостит, верхний бейнит и феррит, карбиды	1160→900	0,863	0,009
12.1	800	683	20,0	217	7	Троостит, верхний бейнит и феррит, карбиды	1160→900	0,854	
13	791	682	21,5	225	7	Троостит, верхний бейнит, феррит, карбиды	1180 →900	0,862	0,006
13.1	764	654	21,0	217	7	Троостит, верхний бейнит и феррит, карбиды	1180 →900	0,856	
ГОСТ 10006-80	min 689	552-758	min 13						

Где: T_K – температура нагрева под ковку; Y – коэффициент запаса пластичности = σ_T / σ_B ; Δ = Y_{ПЗ} – Y_{ВЗ};
Жирные – брак, **серые** – соответствуют требованиям ГОСТа для труб категории «Е».

Режим 2. В результате анализа структуры в образцах после закалки с T_K = 1190 °C (табл. 2 и 3, рис. 4), установлено, что в высаженной зоне конца трубы (образец № 3) при охлаждении в спреере с водой и выдержке в течение 1 с сформирована структура с зерном 6-го балла. По границам зерна наблюдается широкая полоса ферритной составляющей, в которой также видны мелкие выделения карбидов (рис. 4, а). Тело зерна – перлит. Запас пластичности такой структуры, измеряемый отношением $\sigma_T / \sigma_B = Y$, составил 0,709. Микроструктура переходной зоны (образец 3.1) отличается от микроструктуры зоны

высаженного конца разнотерностью: наряду с крупным зерном 6-го балла видны участки структуры 7-го балла (рис. 4, б). Показатель различия в запасе пластичности $\Delta = 0,041$, а степень различия в свойствах Z между зонам 14,6 % (табл. 3 и 4).

Увеличение времени выдержки в спреере до 3 с должно было бы привести к формированию большего количества зародышевых центров и, соответственно, более мелкому зерну, однако, в высаженной зоне наблюдается структура 4 - 5-го балла (образец № 4). При этом структура переходной зоны 7-го балла (образец № 4.1) более однородна (рис. 4, г), а показатели различия в свойствах между зонами Δ и Z составляют 0,078 и 79,85 % соответственно.

Рис. 4. Микроструктура стали 32Г2 после неполной закалки с ковочного нагрева при температуре: $T_K = 1190^\circ\text{C}$, охлаждение в спреере 1 с (а, б); 3 с (в, г) и 8 с (д, е), далее на воздухе. а, в, д – высаженный конец; б, г, е – переходная зона. $\times 500$

В микроструктуре 6-го балла высаженного конца образца № 5 со временем выдержки 8 с в спрейнере (рис. 4, д) видны вытянутые светлые цепочки феррита с карбидной составляющей по ходу деформации, иглообразный феррит в перлите, что указывает на присутствие бейнита. Структура обусловила самую высокую твердость (444 ед. НВ), прочностные свойства $\sigma_b = 1470$ МПа, $\sigma_T = 1350$ МПа и низкую пластичность ($\delta = 13$ %). Структура переходной зоны в образце № 5.1 – дисперсная, разнотермическая 6 – 7-го балла (рис. 4, е). Высокие значения твердости 293 ед. НВ, пределов прочности и текучести не соответствуют требованиям стандарта. Показатели различия Δ и Z – самые высокие -0,031 и 126,55 %.

При сравнении влияния продолжительности времени выдержки в воде спрейнера на структуру и формирование свойств в исследуемых зонах степень различия в свойствах между зонами с увеличением t с одной секунды до 8 катастрофически возросла по всем показателям: в 72 раза по σ_b , в 7,6 раза по $\sigma_{0,2}$, в 4 – 5 раз по δ и примерно в 7 раз по НВ, что, вероятнее всего, можно объяснить неоднородностью структуры, наличием карбидно-ферритной полосчатости, формирующейся при различных температурах во время переохлаждения в крупных первичных зёрнах аустенита и обусловленной различием в химическом составе аустенита в момент выделения избыточного феррита.

Снизив температуруковки до 1100 °С, повторение режима с подстуживанием в спрейнере позволило обеспечить сочетание структуры и свойств и максимальный запас пластичности $\Delta = 0,006$ в образце № 7 и $\Delta = 0,015$ в образце № 8. При снижении температуры T_K размер структурных составляющих уменьшился, свойства между зонами более однородны (рис. 5, табл. 3). Наилучшее сочетание твердости и механических свойств, удовлетворяющее требованиям ГОСТа, получено на образце № 8 в результате подстуживания в течение 8 с. Тем не менее, различие между переходной зоной и высаженным концом трубы осталось: при структуре сорбито-образного перлита с карбидами разброс механических свойств (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ и НВ) между зонами составил 9; 7,5; 6,7; 4,9 % соответственно при степени различия в свойствах между зонами $Z = 28,1$ % (табл. 3 и 4). Кроме того, замечено, что, чем продолжительнее выдержка при подстуживании, тем дисперснее структурные составляющие и стабильнее свойства.

Режим 3 преследовал цель частично снять напряжения от горячейковки путем задержки охлаждения с температур T_K в районе температур 800 – 900 °С и зафиксировать субструктуру последующим охлаждением. Закалка с температуры $T_K = 1120$ °С с подстуживанием при 900 °С дала возможность сформировать однородную структуру в обеих зонах и обеспечить стабильность свойств в переходной зоне вблизи высаженного конца (образец № 10, табл. 3 и 4) при различии в свойствах между зонами: $\Delta = 0,018$ и $Z = 6,5$ %.

Требуемый уровень механических свойств и твердость при аналогичном подстуживании (образец № 12) удалось получить также после закалки с $T_K = 1160$ °С при трооститно-бейнитной структуре с ферритом и оптимальных показателях по свойствам между зонами: $\Delta = 0,009$ и $Z = 12,0$ % (рис. 5, д, табл. 3 и 4).

Таким образом, полученная после закалки с непрерывным охлаждением на воздухе микроструктура (режим 1) представлена следующими структурными составляющими: избыточный феррит, перлит, карбиды в феррите различной морфологии и карбиды по границам аустенитного зерна.

Согласно ранее упомянутой схеме [6] распад переохлажденного аустенита в условиях проведения закалки с подстуживанием в спрейнере (режим 2) происходит с образованием перечисленных выше продуктов распада, но другой морфологии. Благодаря высокой скорости переохлаждения в спрейнере была сформирована мелкозернистая структура с элементами бейнита, троостита и сорбита. Структура сорбито-образного перлита с карбидами (рис. 5, а, в), полученная по режимам 2 и 3 при $T_K = 1100$ °С и при $T_K = 1120$ °С соответственно, обеспечила стабильность свойств и соответствие требованиям ГОСТа.

Наилучшее сочетание структуры и свойств в переходной зоне и зоне высаженного конца труб достигнуто при закалке с $T_K = 1160\text{ }^{\circ}\text{C}$ (режим 3) формированием троостито-бейнитной структуры с ферритом и низкими показателями различия в свойствах между зонами: $\Delta = 0,009$ и $Z = 12\%$.

Рис. 5. Микроструктура стали 32Г2 после закалки с ковочного нагрева:

a, б – $T_K = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ – режим 2 с охлаждением в спрейере 8 с;
в, г – $T_K = 1120\text{ }^{\circ}\text{C}$ – режим 3 с подстуживанием при $T_{II} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$;
д – $T_K = 1160\text{ }^{\circ}\text{C}$ – режим 3 с подстуживанием при $T_{II} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$;
е – $T_K = 1180\text{ }^{\circ}\text{C}$ – режим 3 с подстуживанием при $T_{II} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$;
a, в, д, е – высаженный конец; *б, г* – переходная зона

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено влияние режимов закалки с ковочного нагрева на фазовый состав, величину зерна, структуру, уровень прочностных и пластических характеристик высаженных концов труб из промышленной стали 32Г2. Показано, что чем выше температураковки T_k , тем сильнее выражена неоднородность структуры после закалки, проявляющаяся в виде грубой сетки избыточного феррита, полосчатости и разнотерности (4 – 7-го балла).

Определены оптимальные показатели прочности, пластичности и твердости, обеспечивающие однородность структуры, стабильность свойств в зонах высадки и требования ГОСТа 32696-2014 на трубы категории качества «Е». При закалке с температуры ковочного нагрева $T_k = 1120^\circ\text{C}$ с подстуживанием при 900°C получена мелкозернистая структура (сорбито-образного перлита с карбидами в феррите) при минимуме различия между зонами (ВЗ и ПЗ) конца труб.

Созданы условия для формирования в структуре стали элементов верхнего бейнита, феррита и троостита после закалки с высоких температур (в частности, $T_k = 1160^\circ\text{C}$), которые также обеспечили необходимый комплекс механических свойств и твердость при оптимальных показателях различия между ВЗ и ПЗ зонами конца труб ($\Delta = 0,009$ и $Z = 12\%$). Данное обстоятельство может служить альтернативой для перевода труб с высаженным концом из стали 32Г2 в более высокую категорию качества.

Работа выполнена при поддержке Президиума УрО РАН (проект № 18-11-1-5 – «Теоретические и экспериментальные исследования формирования переменного комплекса структурно-механических свойств трубных заготовок»).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ивашко В. В., Кириленко О. М., Вегера И. И., Семенов Д. А. Исследование влияния режима термической обработки на структуру и механические свойства горячекатаных труб, изготавливаемых из стали 32Г2 // Литье и металлургия. 2011. № 4(63). С. 108-114.
2. Гордиенко А. И., Кириленко О. М., Вегера И. И., Семенов Д. А. Исследование влияния режима скоростной термической обработки на структуру и механические свойства трубной стали 32Г2 // Литье и металлургия, 2012. № 1(64). С. 43-47.
3. ГОСТ 32696-2014 (ISO 11961:2008) Трубы стальные бурильные для нефтяной и газовой промышленности. Технические условия, 2016.
4. Sukhikh A. A., Makhneva T. M., Dement'ev V. B. Austenite in nanostructured maraging steel // Inorganic Materials: Applied Research, 2019, vol. 10, no. 4, pp. 966-973.
5. Металлография железа. Том II. Структура сталей (с атласом микрофотографий) / пер. с англ. В.П. Калинина, Н.А. Зоидзе, Н.В. Чаргеишвили, под ред. Н. Тавадзе. М.: Металлургия, 1972. 284 с.
6. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справочник термиста / 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1991. 503 с.
7. Свойства элементов : Справочник / под ред. М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1985. 672 с.
8. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
9. Биронт В. С., Дроздова Т. Н., Дроздов А. В. и др. Электронный учебно-методический комплекс дисциплины. Материаловедение. Версия 1.0. Красноярск. Сибирский федеральный университет, 2008. 8 с. URL: <http://elibr.sfu-kras.ru/handle/2311/66121> (дата обращения 11.08.2019).

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STRUCTURAL STEEL

¹Dement'ev V. B., ¹Makhneva T. M., ²Sabrikov F. Z., ²Petrenko V. I.

¹Udmurt Federal Research Center, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Izhevsk, Russia

²Enterprise System Approach LLC, Tolyatti, Russia

SUMMARY. The work is aimed at establishing a relationship between structure and mechanical properties in order to find conditions for creating a homogeneous structure in the areas of the upset pipe end from 32G2 (Russian standard) structural steel used in accordance with GOST 32696-2014 (TU) in the production of semi-finished products for tubing. The paper presents the results of a comparative study of the phase composition, microstructure, mechanical properties and hardness in

the zones of the upset pipe end and transition after quenching from forging heating in three modes in which cooling was carried out: continuously in air; in a sprayer with water; with stirring in the range 800-900 °C close to critical temperatures. The regularities of the formation of structure, hardness and mechanical properties after quenching from forging heating in the temperature range 1100-1190 °C are established. The influence of the quenching mode from hot deformation temperatures on the phase composition, grain size, structure, strength and plastic characteristics of industrial steel is shown. It was established that the higher the forging temperature T_k , the more pronounced the heterogeneity of the structure after quenching, which manifests itself in the form of a coarse network of excess ferrite, bandedness, and heterogeneity (4-7 points). The conditions that ensure the uniformity of the structure and stability of properties in the zones of landing ends of the pipes are determined. It was shown that both the sorbitol-shaped perlite and the combination of troostite with upper bainite along with ferrite have a positive effect on the complex of structure properties in the studied zones. The plasticity margin indicators (the ratio of yield strength to tensile strength) and the degree of difference in the properties (Z) of the transition zone and the zone of the upset pipe end are evaluated. Optimum strength, ductility, and the minimum differences in the structure of the upset pipe end and transition zone were achieved according to regime 3 when quenching from forging heating temperatures $T_k = 1120$ °C and 1160 °C with curing at 900 °C and subsequent cooling in air. The obtained results can be recommended for transferring pipes with achieved indicators to a higher quality category.

KEYWORDS: structural hypereutectoid steel, isothermal hardening, hot deformation, underlining, pipes, structure, properties.

REFERENCES

1. Ivashko V. V., Kirilenko O. M., Vegera I. I., Semenov D. A. Issledovanie vliyaniya rezhima termicheskoy obrabotki na strukturu i mekhanicheskie svoystva goryachekatanykh trub, izgotovlyaemykh iz stali 32G2 [Investigation of influence of regimes of thermal processing on structure and mechanical characteristics of hot-rolled tubes, produced of steel 32G2]. *Lit'e i metallurgiya* [Foundry Production and Metallurgy], 2011, no. № 4(63), pp. 108-114.
2. Gordienko A. I., Kirilenko O. M., Vegera I. I., Semenov D. A. Issledovanie vliyaniya rezhima skorostnoy termicheskoy obrabotki na strukturu i mekhanicheskie svoystva trubnoy stali 32G2 [Research of influence of the high-speed thermal processing regimes on structure and mechanical properties of pipe steel 32G2]. *Lit'e i metallurgiya* [Foundry Production and Metallurgy], 2012, no. 1(64), pp. 43-47.
3. GOST 32696-2014 (ISO 11961:2008) Truby stal'nye buril'nye dlya neftyanoy i gazovoy promyshlennosti. Tekhnicheskie usloviya [GOST 32696-2014 (ISO 11961:2008) Drill steel pipes for the oil and gas industry. Technical conditions], 2016.
4. Sukhikh A. A., Makhneva T. M., Dement'ev V. B. Austenite in nanostructured maraging steel. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2019, vol. 10, no. 4, pp. 966-973. <https://doi.org/10.1134/S2075113319040415>
5. Schrader A., Rose A. De Ferri. *Metallographia*. Vol. II. Verlag Stahleisen m.b.H., Dusseldorf, 1966.
6. Popova L. E., Popov A. A. *Diagrammy prevrashcheniya austenita v stalyakh i beta-rastvora v splavakh titana: Spravochnik termista* [Diagrams of the transformation of austenite in steels and beta solution in titanium alloys: Thermist Handbook]. 3-e izd., pererab. i dop. Moscow: Metallurgiya Publ., 1991. 503 p.
7. *Svoystva elementov: Spravochnik* [Properties of elements: Reference]. Pod red. M.E. Dritsa. Moscow: Metallurgiya Publ., 1985. 672 p.
8. Gulyaev A. P. *Metallovedenie* [Metallurgy]. Moscow: Metallurgiya Publ., 1986. 544 p.
9. Biront V. S., Drozdova T. N., Drozdov A. V. i dr. *Elektronnyy uchebno-metodicheskiy kompleks distsipliny. Materialovedenie. Versiya 1.0* [Electronic educational-methodical complex of discipline. Materials Science. Version 1.0]. Krasnoyarsk: Sibirskiy federal'nyy universitet Publ., 2008. 8 p. URL: <http://elibrary.sfu-kras.ru/handle/2311/66121> (accessed August 11, 2019).

Дементьев Вячеслав Борисович, доктор технических наук, профессор, руководитель Института механики УдмФИЦ УрО РАН, тел. (3412) 50-82-00, e-mail: demen@udman.ru

Махнева Татьяна Михайловна, доктор технических наук, доцент, главный научный сотрудник, Институт механики УдмФИЦ УрО РАН, тел. (3412) 20-34-66, e-mail: mah@udman.ru

Сабриков Фердинанд Зуфарович, ведущий инженер ООО «Системный подход», тел. 89128556440, e-mail: sabtvfz@mail.ru

Петренко Вячеслав Иванович, директор ООО «Системный подход», тел. 89225100925