

Плазмалық шынықтыру арқылы конструкциялық болаттың беттік құрылымын жақсарту

¹*ТОЛЕУОВА Айнагүл Рымқұлқызы, PhD, доцент м.а., rymkul.ainagul@mail.ru,

²КОСАНОВА Индира Муратовна, докторант, ind_jm@mail.ru,

¹ДОСТАЕВА Ардақ Мухамедқызы, PhD, доцент м.а., ardak_erkekyz@mail.ru,

²КАНАЕВ Амангельды Токешович, т.ғ.д., профессор м.а., aman-kanaev2012@yandex.ru,

¹Қарағанды техникалық университеті, Қазақстан, 100027, Қарағанды, Н. Назарбаев даңғылы, 56,

²С. Сейфуллин атындағы Қазақ агротехникалық университеті, Қазақстан, 010011, Нұр-Сұлтан, Жеңіс даңғылы, 62,

*автор-корреспондент.

Аңдатпа. Конструкциялық болаттың плазмалық шынықтыру кезіндегі шынықтырылған аймақта құрылымның пайда болу механизмі мен кинетикасы қарастырылған. Аустениттің ыдырауының салқындату жылдамдығына және температуралық жағдайына байланысты, перлит пен мартенситтік түрленулер градиент қабатты құрылымның пайда болуымен жүреді, бұл болаттың үстіңгі қабатының құрылымын дайындаманың орталық қабаттарының химиялық құрамы, құрылымы мен қасиеттерін өзгертпей жаңартуға әкеледі. Беткі жақтағы температураның үлкен градиентіне байланысты жоғары салқындату жылдамдығы ұсақ дисперсті қабатты құрылымның пайда болуының себебі болып табылады. Беттік аймақта диффузиясыз мартенситті түрлену дамиды, бұл ине тәрізді мартенситтің пайда болуына әкеледі. Негізгі қабаттарда аустениттің ыдырауы диффузия жолымен және әр түрлі дәрежедегі дисперсиялық қабатты феррит-карбиді қоспасының түзілуімен жүреді. Плазмалық беріктендірілген болаттың беткі қабатында градиентті қабатты құрылымның пайда болуы ішкі қалдық кернеулердің шоғырлануына себеп болатын мартенсит құрылымдарынан троостит-мартенсит пен аралас пластиналы құрылымдарға өткір шекараның пайда болуын болдырмауға мүмкіндік береді. Бұл болаттың байланыстыру-шаршау беріктігін арттыратын және оның сызаттарға төзімділігін арттыратын негізгі факторлардың бірі болып табылады.

Кілт сөздер: болат, құрылымның түзілуі, плазмалық шынықтыру, түрлену, градиент қабатты құрылым, аустенит, мартенсит, микроқаттылық.

Кіріспе

Өздеріңіз білетіндей, статикалық, динамикалық және ауыспалы жүктемелер кезінде тозу процестері, жарықшақтардың өсуі беттен басталады және машиналар мен механизмдердің сенімділігі мен беріктігін қамтамасыз етуде ерекше рөл атқаратын салыстырмалы жұқа беттік қабаттың құрылымы мен қасиеттерімен анықталады. Бұл термиялық өңдеудің әр түрлі түрлерінен кейін градиент қабатты құрылымдардың пайда болу және даму заңдылықтарын зерттеуге қызығушылықты арттырады [1-3].

Градиент қабатты құрылымдар беттік плазмалық қатаю жағдайында ерекше қызығушылық тудырады. Бұл ішкі қабаттарда өзінің бастапқы қасиеттерін сақтай отырып, бөлшектің ең жүктелген жұмыс беті ғана қатайған кезде, көп жағдайда, жергілікті термиялық өңдеу техникалық және экономикалық тұрғыдан негізделген.

Жергілікті термиялық өңдеу тартымды, өйткені плазмалық сөндіру кезінде салқындату, қыздырылған металдың аз көлеміне байланысты,

жоғары жылдамдықта жүреді, бұл қыздырылған бетке салқындатқыш сұйықтық бермей, өнімнің суық аймақтарына жылуды кетіруді қамтамасыз етеді. Сөндірілген өнімге су сеппей сөндіру процесін ұйымдастыру термиялық өңдеудің технологиялық процесін едәуір жеңілдетеді [4, 5].

Зерттеу әдістемесі

Құрылымдық болаттағы қабатты-градиент құрылымының тозуға төзімділігі мен сынғыш сыну төзімділігіне әсерін анықтауға бағытталған арнайы тәжірибелер жүргізілді. Зерттеу бәндәж жотасының үстіңгі плазмалық қатаюымен 2 маркалы (МЕМСТ 10791-2011) конструкциялық болаттың үлгілерінде жүргізілді. Макроскопиялық зерттеулер 28% күкірт қышқылының сулы ерітіндісімен өңделгеннен кейін жотаның биіктігі 50 мм болатын көлденең шаблонда жүргізілді. Қатаю жолағының ені 30 мм, ал қатаю аймағының максималды тереңдігі 1,9 мм болды.

Металл микроқұрылымын зерттеу Axio Observer D1m Carl Zeiss оптикалық зерттеу ми-

кроскопында жүргізілді, ол өңделген болаттың фазалық құрамы мен құрылымдық ерекшеліктерін *100-ден *1000-ға дейін арттыруға арналған. Электронды микроскопиялық зерттеулер үлкейту кезінде *5000 JEOL JEM 2110 электронды микроскопта жүргізілді. Кескіннің контрастын жасау және құрылымның конфигурациясын зерттеу үшін растрлық (сканерлеу) микроскоп қолданылды.

Күшейтілген қабаттың микроқаттылығын өлшеу МЕСТ 9450-2006 талаптарына сәйкес 1,962 Н (200гс) жүктеме кезінде PMT-3 қатты өлшегішінде қатайтылған қабатты сақтау шартымен сегменттен көлденең бағытта кесілген микрошлифтерде жүргізілді. Күшейтілген қабаттың қимасы бойынша микроқаттылыққа тәуелділік графигін құру үшін микроқаттылықты MEMСТ 9450 сәйкес түзетілмеген үлгілерде жеке өлшеді.

Болаттың химиялық құрамын плазмалық катаю тереңдігі және қатаймаған аймақ бойынша зерттеулер Leica фирмасының SPECTROLAB ұшқынды спектрометрінде жүргізілді [6].

Алынған нәтижелер және оларды талқылау

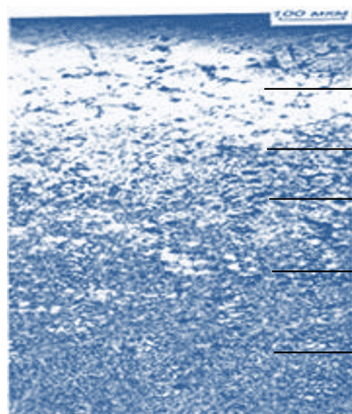
Жүргізілген металлографиялық зерттеулер плазмалық қатайту кезінде жылдам қыздыру және салқындату кезінде өңделген өнімнің беткі аймағында градиент-қабатты (аралас) құрылым пайда болатындығын көрсетеді. Микроқаттылық мәндері 1-кестеде келтірілген.

Болаттың микроқұрылымындағы өзгерістер, беттік плазмалық қатайтуға ұшыраған 1-суретте көрсетілген. Беріктендіру тереңдігінде әртүрлі микроқаттылықтың бірнеше құрылымдық аймақтарының пайда болуы айқын байқалады. Бетінде химиялық құрамы 0,63% көміртегі бар болаттың құрамына сәйкес келетін аймақ бар. Өткір салқындату кезінде аустенит 5-15 мкм дисперсиясы бар ине мартенситке айналады. Одан кейін қатты күйдегі аустенит аймағы троосто-мартенситке айналады. Бұл қабаттардың микроқұрылымында қалдық аустениттің аз мөлшері байқалады, олардың мөлшері өзгеріп, қатайған қабаттың тереңдігіне байланысты болады.

Бұдан кейін троосто-сорбит қабаты пайда

1-кесте – Қатайған қабат тереңдігі бойынша микроқаттылықтың өзгеруі

Бетінен қашықтық, мм	Микроқаттылық, HV ₀₂	Микроқұрылымы	Бетінен қашықтық, мм	Микроқаттылық, HV ₀₂	Микроқұрылымы
0,05	871	Мартенсит	0,80	557	Сорбит + перлит
0,10	850		0,95	553	
0,15	847		1,10	541	
0,20	802		1,25	427	
0,25	760	Троосто-мартенсит	1,40	427	
0,30	685		1,55	372	Перлит
0,40	628		1,70	343	
0,50	615	Троосто-сорбит	1,90	322	
0,60	613		2,10	295	Перлит + феррит
0,70	585		2,30	295	



Мартенсит

Троосто-мартенсит

Троосто-сорбит

Сорбит + перлит

Негізгі металл (Феррит+перлит)

1-сурет – Қатайтылған аймақтағы бандаж жотасының градиент-қабатты құрылымы

болады, онда микроқаттылық төмендейді және фазалардың көлемдік құрамына байланысты болады, содан кейін құрылымда сорбит пен перлит пайда болады. Бұл аймақтағы микро-қаттылық сонымен қатар фазалардың көлемдік санына байланысты. Әрі қарай, үлгінің ішіне тереңдеген сайын, феррит бұрынғы аустениттік дәндердің шекараларының түйісуінде пайда болады және оның мөлшері біртіндеп артады. Құрылымы баяу ферритті-перлитке ауысады. Жалпы микроқаттылық бастапқы деңгейге дейін төмендейді (290-295 HV₀₂). Бастапқы құрылым-феррит және перлит түйірлерінің қоспасы, әр фазаның көлемдік үлесі сәйкесінше 40-60% құрайды. Қатайтылған аймақтың қимасы бойынша микроқаттылықтың өзгеруі (2-сурет) бұйымды жоғары механикалық және пайдалану қасиеттерін қамтамасыз ететін беттік плазмалық шынығудан кейін қабатты (біртекті емес) құрылымды көрсетеді. Осыған байланысты, егер жақында құрылымның біртектілігі туралы кең таралған талап негізді және айқын болып көрінсе, қазіргі уақытта көптеген жағдайларда гетерогенді градиент құрылымының болуы материалға жаңа, бұрын белгісіз қасиеттерді алуға мүмкіндік беретінін атап өткен орынды. Сонымен қатар, механикалық қасиеттердің (беріктік, қаттылық, икемділік және соққы тұтқырлығы) қажетті кешенін қамтамасыз ету тұрғысынан металдың оңтайлы құрылымы жоғары дисперсті мартенсит, мартенсит-троостит және троосто-сорбит болып табылады.

Плазмалық өңдеуден кейінгі бұл құрылымдық ерекшеліктер термиялық өңдеудің дәстүрлі әдістерінде қол жетімді емес өте жоғары қыздыру және салқындату жылдамдығымен түсіндіріледі. Бұл болаттың құрылымдық және фазалық компоненттерінің плазмалық өңдеуден кейін (аустенит, мартенсит, троостит, сорбитол) жоғары дисперсиямен және II типтегі ішкі (фазалық және

құрылымдық) қалдық кернеулердің жоғары деңгейімен, сондай-ақ айқын химиялық микронеоденділікпен сипатталатындығына әкеледі [7,8].

Жоғарыда айтылғандай, өте жылдам қыздыру жылдамдығымен фазалық түрлендірулер жоғары температура аймағына ауысады және бұл жағдай жаңа фазаның эмбриондарының пайда болуы мен өсу кинетикасына қатты әсер етеді. Демек, енгізілген энергия мөлшерін реттеу арқылы бастапқы фазалардың аустенитке өтуінің жалғыз мүмкіндігі фазалардың пайда болу процесі болған кезде трансформацияның осындай жағдайларын жасауға болады ($\alpha \rightarrow \gamma$).

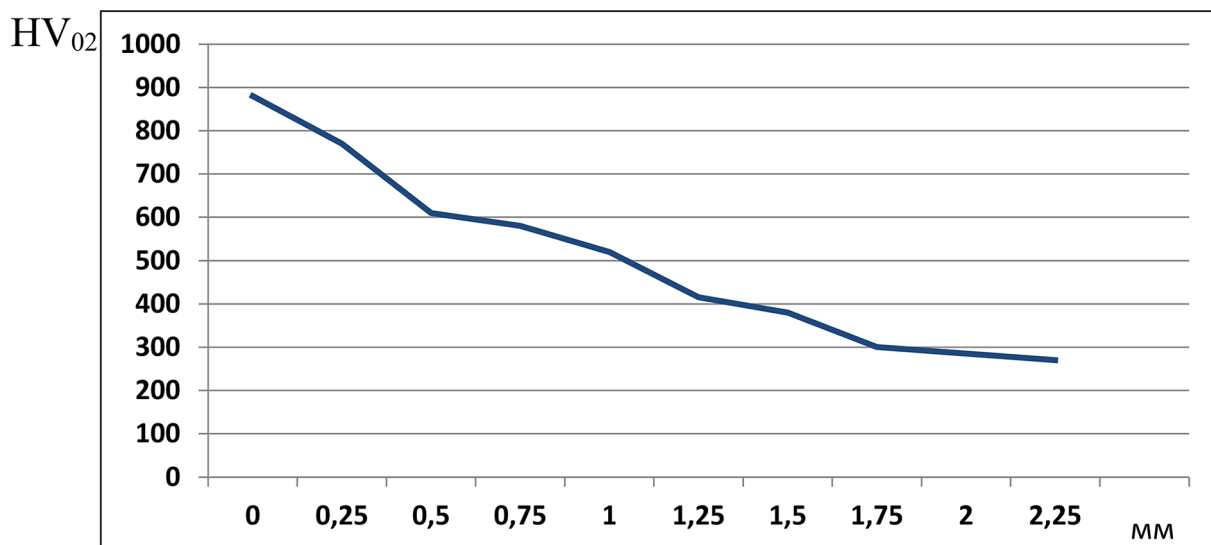
2-кестеде ұсынылған плазмалық қатаю тереңдігі және қатаймаған аймақ бойынша химиялық талдау деректері зерттелген болаттың құрылымдық және фазалық құрамдастарының химиялық микронеодақтылығын растайды.

Қатайтылған аймақтың тереңдігіндегі көміртегі мөлшері 0,002-ден 0,06%-ға дейін. Шыңдалған аймақтың тереңдігінде бірдей микронеоденділік болаттың басқа тұрақты қоспаларына ие (Si, Mn, V және т.б.).

Плазмалық өңдеуге тән қыздыру параметрлері ($t \approx 5000^\circ\text{C}$) және салқындату жылдамдығы ($V_{\text{охл}} \approx 3000^\circ\text{C/C}$) кезінде сұйық және қатты ерітінділердің гомогенизациясымен байланысты процестер жеке дәндер көлемінде аяқталуға үлгермейді және бұл үйкеліс процесінде тозуға және микросхемаға жақсы кедергісі бар жоғары қаттылықтың тепе-тең емес метастабильді құрылымдарын жасауға ықпал етеді [9,10].

Сорбит пен трооститтің екі фазалы құрылымы тек электронды микроскоптың көмегімен анықталады, өйткені бұл құрылымдардың интерстициалды қашықтығы оптикалық микроскоптың ажыратымдылық шегінде ($\sim 0,2$ мкм).

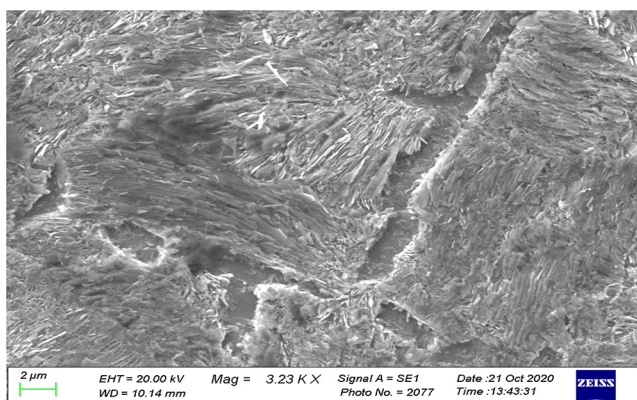
Трансформация процестерін олардың даму температурасы мен уақыты бойынша бір-біріне



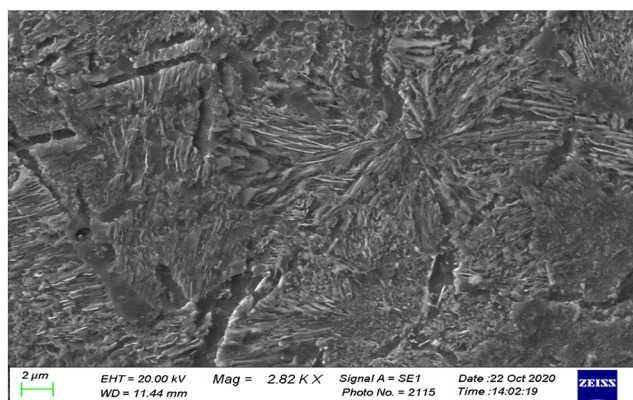
2-сурет – Күшейтілген аймақтың қимасы бойынша микроқаттылықтың өзгеру қисығы

2-кесте – Плазмалық беріктендіру тереңдігі және беріктендірілмеген аймақ бойынша химиялық құрамының деректері

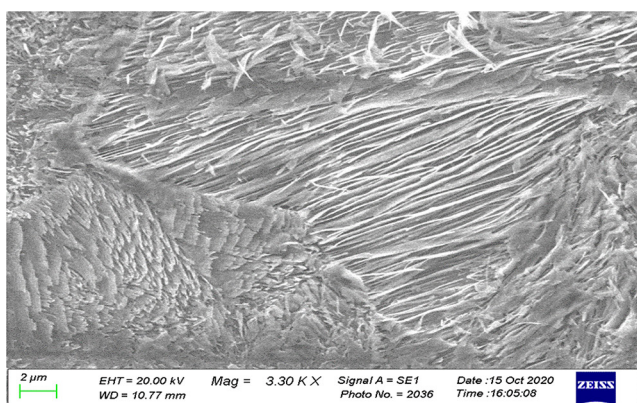
Нығайту тереңдігі бойынша аймақтардың атауы	Химиялық құрамы, % (ат.)								
	C	Si	V	Mn	Fe	W	Ti	Cr	S
t 2	0,06	0,002	-	0,063	0,855	0,008	-	-	-
t 3	0,5	0,002	0	0,06	0,87	0,02	0,0002	-	0,0005
t 4	0,002	-	0,001	0,065	0,87	0,009	-	0,001	0,002
t 5	0,05	0,0005	0,001	0,062	0,86	0,018	0,004	-	0,002
t 6	0,047	0,0035	-	0,072	0,87	-	-	0,001	-
t 7	0,035	0,004	-	0,068	0,89	0,002	0,0026	-	-
t 8	0,02	0,0018	0,0027	0,07	0,88	0,019	-	-	-
t 9	0,027	0,0025	0,0023	0,065	0,88	-	-	-	-
t 10	0,03	0,004	-	0,074	0,86	0,026	-	-	-
t 11	0,04	0,004	0,001	0,069	0,88	-	0,003	-	-
Herizi	0,008	-	-	0,059	0,90	-	-	-	-



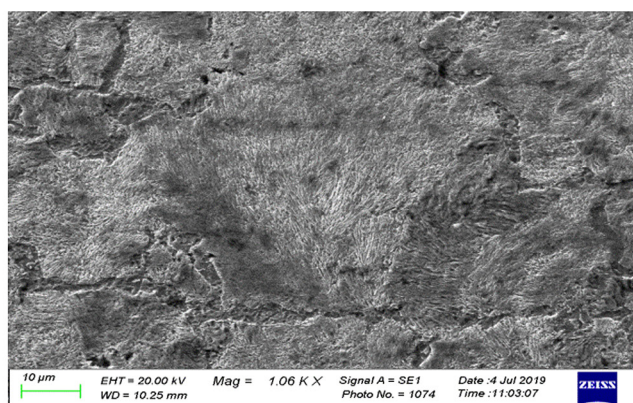
а



б



в



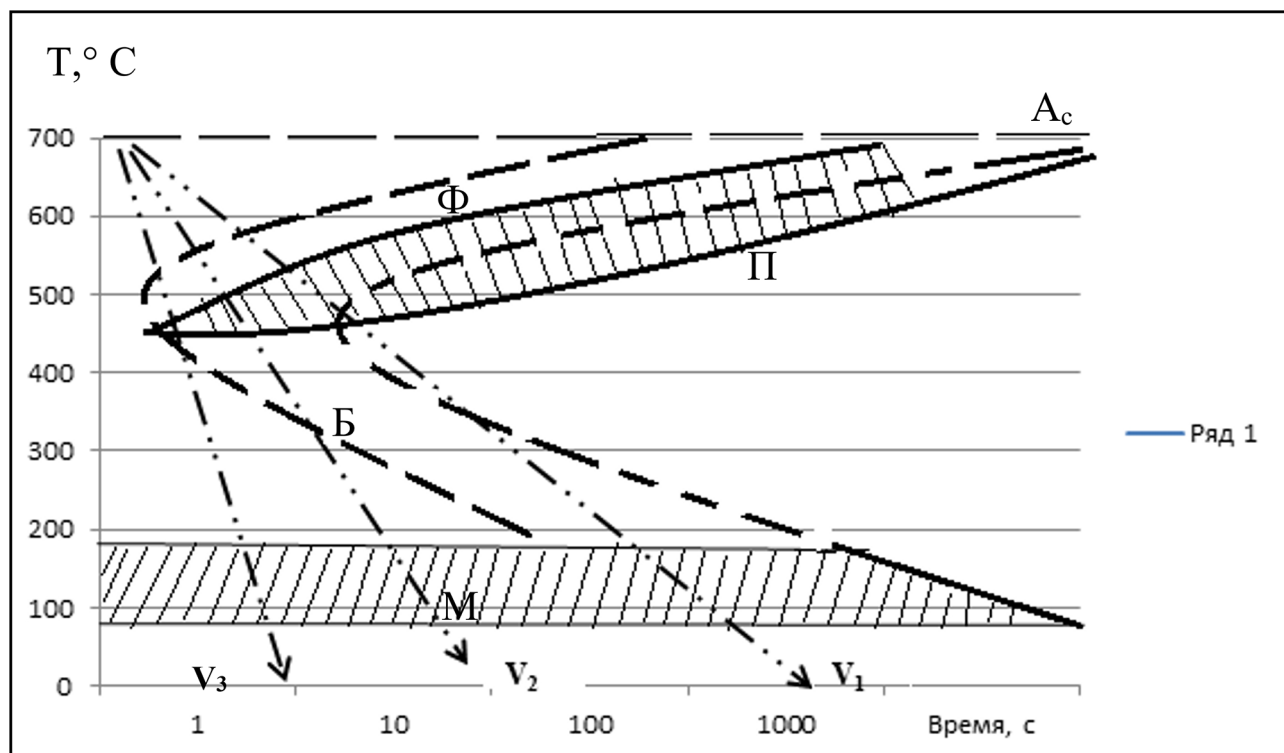
г

3-сурет – Аустениттің ыдырау өнімдерінің құрылымы үздіксіз салқындаған кезде (а – троосто-мартенсит; б, г – троосто-сорбит; в – сорбит+перлит)

қоюға болады, бұл, әдетте, мартенсит+троостит, троостит+сорбитол немесе сорбитол+перлит түрінде аралас құрылымдардың пайда болуына әкеледі (1-кесте, 2-сурет).

Осы позициялардан біз зерттелген болаттың

аналогы болып табылатын эвтектоидты көміртек (0,59-0,63% C) типтік термокинетикалық диаграммасы негізінде градиентті қабатты құрылымның қалыптасу кинетикасы мен заңдылықтарын қарастырамыз (4-сурет). Үздіксіз



4-сурет – Жоғары салқындатылған аустениттің эвтектоидты (0,60-0,65% C) конструкциялық болаттарының ыдырау диаграммасының сызбасы [10]

салқындаған кезде аустениттің ыдырауына (термокинетикалық), үзік сызықтар – аустениттің тұрақты температурада ыдырауына (изотермиялық) сәйкес келеді [11,12].

Термокинетикалық диаграмма Мн мартенситтік нүктесінен (~260°C) жоғары температурада тек бір кинетикалық максимуммен сипатталатыны байқалады, бұл аустениттің ыдырауының аралық механизмінің жоқтығын білдіреді (диаграмманың ашылмаған бөлігі).

4-суреттен аустенитті V3 (қатаюдың критикалық жылдамдығы) және одан жоғары жылдамдықпен салқындаған кезде пластиналы мартенсит пайда болады, V2 салқындату жылдамдығынан төмен болған кезде гипотермиялық аустенит ішінара перлитті (диффузиялық), ішінара мартенситті (диффузиялық емес) механизм бойынша троосто-мартенситке айналады. V1 салқындату жылдамдығы төмен болған кезде трансформация диффузиялық механизм арқылы троостит пен сорбит пайда болады.

Қорытынды

1. Плазмалық қатайтылған құрылымдық болаттың қалыптасу механизмі мен кинетикасы салқындату жылдамдығына және аустенит-мартенситтік конверсия процесінің температуралық жағдайларына байланысты өзгереді. Салқындату жылдамдығының жоғарылауымен аустениттің өзгеруі, оның негізінде ығысу фазасы ($\alpha \rightarrow \gamma$) температура шкаласында төмен қарай жылжиды.

Салқындату жылдамдығы неғұрлым жоғары болса, феррит-карбид қоспасы соғұрлым дисперсті болады, тіларалық қашықтық соғұрлым аз болады. Сондықтан дисперсия дәрежесінің жоғарылауымен беріктік сипаттамалары артып, пластикалық сипаттамалары төмендейді.

2. Термиялық өңдеудің дәстүрлі әдістерімен қол жетімді емес өте жылдам қыздыру жылдамдығымен фазалық түрлендірулер жоғары температура аймағына ауысады және бұл жағдай жаңа фазалық эмбриондардың пайда болуы мен өсу кинетикасына қатты әсер етеді. Осыдан плазмалық сөндіру процесінде енгізілген энергия мөлшерін реттеу арқылы бастапқы фазалардың аустенитке өтуінің жалғыз мүмкіндігі жаңа фазаның пайда болу процесі болып, оның өсуі басылған кезде трансформация ($\alpha \rightarrow \gamma$) ағымының осындай жағдайларын жасауға болады деп қорытынды жасауға болады. Бұл кейіннен салқындату кезінде жоғары дисперсті мартенситке айналатын өте жұқа аустенит дәнін алуға мүмкіндік береді.

3. Плазмалық қатайтылған болаттың беткі қабаттында градиент-қабатты құрылымның пайда болуы ішкі қалдық кернеулердің концентраторы болып табылатын мартенсит құрылымдарынан троосто-мартенсит және аралас пластиналық құрылымдарға ауысудың күрт шекарасын болдырмауға мүмкіндік береді. Бұл болаттың жанасу-шаршау беріктігін арттыратын және оның сынуға төзімділігін арттыратын негізгі факторлардың бірі.

ӘДЕБИЕТТЕР ТІЗІМІ

1. Коваленко В.В., Козлова Э.В. Физическая природа формирования и эволюция градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах. — Новокузнецк, 2009. — 557 с.
2. Узлов И.Г., Раздобреев В.Г., Сидоренко О.Г. и др. Новые технологические решения термомеханического упрочнения арматурного проката различных классов прочности // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2004. — № 5. — С. 61-64.
3. Астапчик С.А., Голубев В.С., Маклаков А.Г. Лазерные технологии: возможности и перспективы обработки деталей и инструмента // Тяжелое машиностроение. — 2004. — № 2.
4. Балановский А.Е. Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск: Изд-во Иркутского технического университета, 2006. — 180 с.
5. Коротков В.А. Износостойкость металлов с плазменной закалкой // Трение и износ. — 2011. — № 3. — С. 23-29.
6. Канаев А.Т. Плазменное упрочнение тяжело нагруженных деталей и узлов транспортного машиностроения. — Нур-Султан: Издательство ТОО «Мастер-ПО», 2020. — 173 с.
7. Kanayev A., Nekushev S., Jusin V. Increasing the wear resistance of wheelset dnyh Flange using the plasma ticquenching. V111 International congress MACHINES, TECHNOLOGIES, MATERIALS, Varna, Bulgaria, 2011. — P. 103-105.
8. Соснин Н.А., Ермаков С.А., Тополянский П.А. Плазменные технологии. Руководство для инженеров: СПб: Изд-во политехнического университета, 2013. — 403 с.
9. Канаев А.Т., Богомолов А.В. Структурообразование в плазменно-упрочненных металлических материалах. — Астана, 2014, ТОО «Политон», 2015. — 185 с.
10. Канаев А.Т., Богомолов А.В. Формирование градиентно-слоистой структуры при деформационно-термической обработке арматурной стали // Международный научно-производственный журнал «Сталь». Москва, 2020. — № 7. — С. 67-71.

Улучшение структуры поверхности конструкционной стали путем плазменной закалки

¹*ТОЛЕУОВА Айнагуль Рымкуловна, PhD, и.о. доцента, rymkul.ainagul@mail.ru,

²КОСАНОВА Индира Муратовна, докторант, ind_jm@mail.ru,

¹ДОСТАЕВА Ардак Мухамедиевна, PhD, и.о. доцента, ardak_erkekyz@mail.ru,

²КАНАЕВ Амангельды Токешович, д.т.н., и.о. профессора, aman-kanaev2012@yandex.ru,

¹Карагандинский технический университет, Казахстан, 100027, Караганда, пр. Н. Назарбаева, 56,

²Казахский агротехнический университет им. С. Сейфуллина, Казахстан, 010011, Нур-Султан, пр. Женис, 62,

*автор-корреспондент.

Аннотация. Рассмотрены механизм и кинетика структурообразования в упрочненной зоне при плазменной закалке конструкционной стали. Показано, что в зависимости от скорости охлаждения, температурных условий распада аустенита протекают перлитное и мартенситное превращения с образованием градиентно-слоистой структуры, приводящей к модернизации структуры поверхностного слоя стали при неизменном химическом составе, структуре и свойств центральных слоев обрабатываемого изделия. Высокая скорость охлаждения, обусловленная большим градиентом температуры вблизи поверхности, является причиной формирования мелкодисперсной слоистой структуры. В поверхностной зоне развивается бездиффузионное мартенситное превращение, приводящее к образованию игольчатого мартенсита. В нижележащих слоях распад аустенита протекает диффузионным путем и сопровождается образованием пластинчатой феррито-карбидной смеси различной степени дисперсности. Отмечено, что формирование в поверхностном слое плазменно-упрочненной стали градиентно-слоистой структуры позволяет исключить образование резкой границы перехода от структур мартенсита к троостито-мартенситным и смешанным пластинчатым структурам, являющейся концентратором внутренних остаточных напряжений. Это является одним из основных факторов, повышающих контактно-усталостную прочность стали и способствующих ее трещиностойкости.

Ключевые слова: алюминий, титан, никель, интерметаллид, фазовый состав, изотермический разрез, поли-термический разрез.

Improving the Surface Structure of Structural Steel by Plasma Hardening

¹*TOLEUOVA Ainagul, PhD, Acting Associate Professor, rymkul.ainagul@mail.ru,

²KOSSANOVA Indira, doctoral student, ind_jm@mail.ru,

¹DOSTAYEVA Ardak, PhD, Acting Associate Professor, ardak_erkekyz@mail.ru,

²KANAYEV Amangeldy, Dr. of Tech. Sci., Acting Professor, aman-kanaev2012@yandex.ru,

¹Karaganda Technical University, Kazakhstan, 100027, Karaganda, N. Nazarbayev Avenue, 56,

²S. Seifullin Kazakh Agrotechnical University, Kazakhstan, 010011, Nur-Sultan, Zhenis Avenue, 62,

*corresponding author.

Abstract. *The mechanism and kinetics of structure formation in the hardened zone during plasma hardening of structural steel are considered. It is shown that, depending on the cooling rate, temperature conditions of austenite decomposition, pearlite and martensitic transformations occur with the formation of a gradient-layered structure, leading to the modernization of the structure of the surface layer of steel with the same chemical composition, structure and properties of the central layers of the workpiece. A high cooling rate due to a large temperature gradient near the surface is the reason for the formation of a finely dispersed layered structure. In the surface zone, a diffusion-free martensitic transformation develops, leading to the formation of acicular martensite. In the underlying layers, the decomposition of austenite proceeds by diffusion and is accompanied by the formation of a lamellar ferrite-carbide mixture of varying degrees of dispersion. It is noted that the formation of a gradient-layered structure in the surface layer of plasma-hardened steel makes it possible to exclude the formation of a sharp transition boundary from martensite structures to troostite-martensite and mixed lamellar structures, which is a concentrator of internal residual stresses. This is one of the main factors that increase the contact-fatigue strength of steel and contribute to its crack resistance.*

Keywords: *aluminum, titanium, nickel, intermetallic compound, phase composition, isothermal section, polythermal section.*

REFERENCES

1. Kovalenko V.V., Kozlova E.V. Fizicheskaya priroda formirovaniya i evolyuciya gradientnyh strukturno-fazovyh sostoyanij v stalyah i splavah. – Novokuzneck, 2009. – 557 p.
2. Uzlov I.G., Razdobreev V.G., Sidorenko O.G. i dr. Novye tekhnologicheskie resheniya termomekhanicheskogo uprochneniya armaturnogo prokata razlichnyh klassov prochnosti // Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'. – 2004. – No. 5. – pp. 61-64.
3. Astapchik S.A., Golubev V.S., Maklakov A.G. Lazernye tekhnologii: vozmozhnosti i perspektivy obrabotki detalej i instrumenta // Tyazheloe mashinostroenie. – 2004. – No. 2.
4. Balanovskij A.E. Plazmennoe poverhnostnoe uprochnenie metallov. Irkutsk: Publ. Irkutskogo tekhnicheskogo universiteta, 2006. – 180 p.
5. Korotkov V.A. Iznosostojkost' metallov s plazmennoj zakalkoj // Trenie i iznos. – 2011. – No. 3. – pp. 23-29.
6. Kanayev A.T. Plazmennoe uprochnenie tyazhelonagruzhennyh detalej i uzlov transportnogo mashinostroeniya. – Nur-Sultan: Publ. TOO «Master-PO», 2020. – 173 p.
7. Kanayev A., Nekushev S., Jusin V. Increasing the wear resistance of wheelset dnyh Flange using the plazma ticquenching. V111 International congress MACHINES, TECHNOLOGIES, MATERIALS, Varna, Bulgaria, 2011. – pp. 103-105.
8. Sosnin N.A., Ermakov S.A., Topolyanskij P.A. Plazmennye tekhnologii. Rukovodstvo dlya inzhenerov.: SPb. Izd-vo politekhnicheskogo universiteta, 2013. – 403 p.
9. Kanayev A.T., Bogomolov A.V. Strukturoobrazovanie v plazmenno-uprochnennyh metallicheskih materialah. – Astana, 2014, TOO «Politon», 2015. – 185 p.
10. Kanaev A.T., Bogomolov A.V. Formirovanie gradientno-sloistoj struktury pri deformacionno-termicheskoy obrabotke armaturnoj stali // Mezhdunarodnyj nauchno-proizvodstvennyj zhurnal «Stal'». Moscow, 2020. – No. 7. – pp. 67-71.