

УДК 621.785.4

О.П. Гапонова, канд. техн. наук, К.О. Дядюра, д-р техн. наук,
О.В. Супрун, О.В. Сорока, Суми, Україна

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МІКРОСТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОГО КЛАСУ

В роботі представлені результати, проведені з метою визначення режимів термічної обробки для сплаву ВНЛ-6, який працює в агресивному середовищі при видобуванні нафти. Дослідження кінетики фазових перетворень показали, що сталі цього класу можна термічно обробляти в умовах стабілізації та дестабілізації аустеніту. Мікроструктура після дестабілізуючої термічної обробки містить більшу кількість мартенситу, що сприяє збільшенню міцнісних властивостей, а пластичність і в'язкість залишається на достатньому рівні. Фрактографічний аналіз показав, що після стабілізованої термічної обробки злами сталі мають в'язкий характер з ямковою будовою, а при дестабілізації - основною рельєфною складовою є сплюснені ямки з фасетками квазісколу.

В работе представлены результаты, проведенные с целью определения режимов термической обработки для сплава ВНЛ-6, который работает в агрессивной среде при добыче нефти. Исследование кинетики фазовых превращений показали, что стали этого класса можно термически обрабатывать в условиях стабилизации и дестабилизации аустенита. Микроструктура после дестабилизующей термической обработки содержит большее количество мартенсита, что способствует увеличению прочностных свойств, а пластичность и вязкость остается на достаточном уровне. Фрактографический анализ показал, что после стабилизирующей термической обработки изломы стали имеют вязкий характер с ямочным строением, а при дестабилизующей – основной рельефной составляющей является уплощенные ямки с фасетками квазискола.

In the work is presented the results of VNL-6 steel, which was carried out to determine of heat treatment regimes. This steel is worked in hostile environments in oil. Study of the kinetics phase transformation showed that steel in this class can be thermally processed in a stabilization and destabilization of the austenite. Microstructure after destabilizing heat treatment contains more of martensite, thereby increasing the strength properties and the plasticity and viscosity remains at a sufficient level. Fractometrical analysis showed that after stabilizing heat treatment of fractures have become viscous character to the pit structure, and at destabilizing - the main component of the relief is flattened pits with facets quasibreak.

Постійний розвиток нафтової промисловості приводить до підвищення вимог механічних і експлуатаційних властивостей елементів насосів. Численні науково-дослідні роботи, проведені в лабораторіях, а також великий досвід вітчизняного та зарубіжного гідромашинобудування вказують на можливість істотного підвищення зносостійкості насосів шляхом виготовлення їх деталей з матеріалів, здатних протистояти кавітації і абразивному впливу. З цією метою, перспективним є використання

жароміцних сталей перехідного аустенітно-мартенситного класу, типу ВНЛ-6.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми. Особливістю термічної обробки сталей аустенітно-мартенситного класу є можливість їх обробки в стан із структурою аустеніту, що характеризується підвищеною пластичністю, або в зміцнений – зі структурою мартенситу [1].

Відомо, що термічна обробка високоміцних корозійностійких сталей аустенітно-мартенситного класу, зокрема ВНЛ-6, в промислових умовах полягає в проведенні гартування від температур близько 1000 – 1150°C на повітрі, обробки холодом до мінус 70°C і відпусканні при температурі 400-450 °C, на твердість 2,9-3,2 мм по Брінелю та на ударну в'язкість 5,0 кгс·м/см² (ОСТ 1 90090-79). Але стандартна термічна обробка не завжди забезпечує необхідний рівень механічних та експлуатаційних властивостей, оскільки для сталі ВНЛ-6 одним з основних критеріїв довговічності в умовах експлуатації є не тільки корозійна стійкість, але і висока твердість. Тому представляє практичний інтерес дослідження впливу режимів термічної обробки на механічні властивості.

Ціль та задачі дослідження. Проведені дослідження ставили за мету визначити вплив термічної обробки на структуру та фізико-механічні властивості високоміцної аустенітно-мартенситної сталі ВНЛ-6, а також розробка технологічних режимів обробки робочого колеса відцентрового насоса з обраної сталі. Для досягнення зазначеної мети необхідно було вирішити наступні завдання:

1. Вивчення кінетики фазових перетворень високоміцної корозійностійкої сталі аустенітно-мартенситного класу.
2. Дослідження впливу режимів термічної обробки на структуроутворення.
3. Дослідження фізико-механічних властивостей сталі ВНЛ-6 після термічної обробки.

Матеріали та методи дослідження впливу термічної обробки на мікроструктуру та механічні властивості сталі. При проведенні експериментального дослідження були виготовлені зразки для випробування на ударний згин (ГОСТ 9454-98) з U-подібним надрізом.

Термічну обробку проводили за режимами:

1. Гартування 1130 °C, 40...50 хвилин на повітрі, обробка холодом при мінус 70°C, 2 години з охолодженням на повітрі. Відпускання при 480°C, 3 години, охолодження на повітрі.

2. Гартування 1130 °С, 40...50 хвилин на повітрі, обробка холодом при мінус 55 °С з витримкою 4 години, охолодження на повітрі. Відпускання при 380 °С, 2 години, охолодження на повітрі.

3. Гартування 1130 °С, 40...50 хвилин на повітрі, обробка холодом при мінус 70 °С, 2 години з охолодженням на повітрі. Відпускання при 380 °С, 2 години, охолодження на повітрі.

4. Гартування 1130 °С, 40...50 хвилин з охолодженням з піччю до температури 1030 °С, а послідовним охолодженням у воді. Обробка холодом при мінус 70 °С, 4 години, відпускання при 480 °С, 3 години, охолодження на повітрі.

5. Перше гартування: 1050°С, 40...50 хвилин на повітрі, друге – 830 °С, 40...50 хвилин з охолодженням на повітрі. Обробка холодом при мінус 70 °С, 2 години, відпускання при 480 °С, 2 години з охолодженням на повітрі.

6. Гартування 800-850 °С, 40...50 хвилин на повітрі, обробка холодом при мінус 70 °С, 2 години, відпускання при 480 °С, 2 години на повітрі.

Режими підібрані експериментально, з огляду на підвищення міцнісних властивостей виробів, що обробляються.

Контроль твердості проводили на приборі Роквела за шкалою «С» (ГОСТ 9013-59). Для аналізу характеру руйнування при випробуваннях на удар злами досліджували на растровому електронному мікроскопі «РЭМ-106И». Мікроструктуру вивчали за допомогою оптичного мікроскопу «НЕОРНОТ 2» на попередньо підготовлених зразках. Травлення проводили електролітичним методом в шавлевій кислоті, ударний згин та твердість – за стандартними методиками.

Результати досліджень мікроструктури та механічних властивостей сталі

Однією з переваг аустенітно-мартенситних сталей є можливість регулювання їх структури і властивостей термічною обробкою: після гартування з охолодженням до кімнатної температури вони можуть володіти властивостями аустенітних сталей, а різна ступінь зміцнення може бути досягнута в залежності від обраного режиму ізотермічного перетворення $\gamma \rightarrow M$ і відпускання. Так, сталі аустенітно-мартенситного класу схильні до стабілізації аустеніту та його дестабілізації при використанні різних умов термічної обробки.

Дослідження мікроструктури сталей після термічної обробки за режимом I в зоні стабілізації аустеніту показало, що їх основною структурною складовою є крупногільчатий мартенсит із залишковим аустенітом у вигляді острівців (рис. 1).

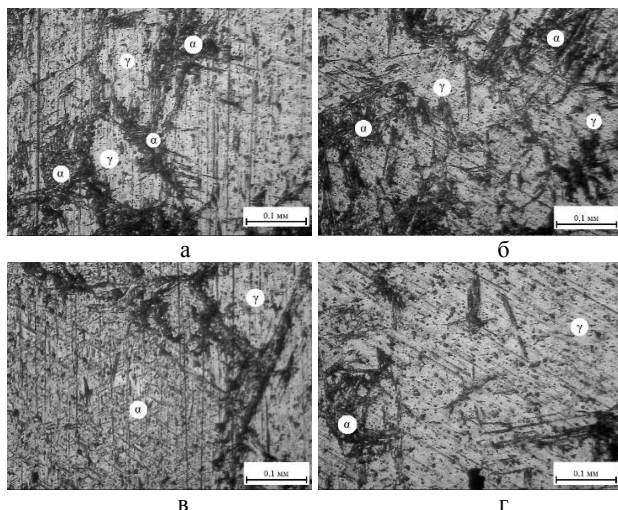


Рисунок 1 – Структура сталі ВЛ-6 після гартування з 1130 °С, обробки холодом -70 °С і відпускання при 480 °С

Слід зазначити відносну неоднорідність мартенситу за величиною і розподілом. Спостерігається відмінність форм, розмірів і місць розташування аустенітних фрагментів відносно меж колишніх аустенітних зерен. Це пояснюється явищем структурної спадковості литої сталі [2].

Згідно рис. 1 в мартенситі можна виявити мартенсит наступних морфологічних типів:

1-й тип – відносно крупні виділення голкоподібної форми однієї або декількох орієнтувань (рис. 1 а, б). Ці виділення в структурі розподілені нерівномірно;

2-й тип – дуже дисперсні голкоподібні виділення, які розподілені в структурі також нерівномірно, але вони орієнтовані за визначеним кристалографічним напрямленням (рис. 1 в, г).

Дослідження мікроструктури за режимом 2 при охолодженні сталі до мінус 55 °С та витримкою 4 години очікуваного результату не дало. Очевидно, що обробки холодом при -55 °С не достатньо для перетворення аустеніту в мартенсит, тому що, як відомо, мартенситне перетворення відбувається в інтервалі температур від M_n і M_s . Отже, аустеніт в стабілізованому стані може бути переохолодженим до будь-якої температури ізотерми без утворення мартенситу в процесі охолодження [3].

На перетворення аустеніту в мартенсит чинить вплив швидкість охолодження після гартування (рис. 2). В залежності від швидкості

оохолодження виникає різна кількість мартенситу при оохолодженні та змінюється кінетика перетворень. Швидке оохолодження металу при гартуванні завжди викликає внутрішні напруження, а також виключає перетворення при оохолодженні й ініціює його в ізотермічних умовах та при нагріванні від низької до кімнатної температури, при цьому частина аустеніту перетворюється на бейніт. На кінцевий результат, що характеризується кількістю мартенситу в результаті нагрівання до кімнатної температури є однаковим. При повільному оохолодженні більше утворюється мартенситу оохолодження ($A_{\text{зал}} \rightarrow M_{\text{гарт}}$), а при швидкому – мартенситу відпускання ($A_{\text{зал}} \rightarrow M_{\text{відп}}$) [4].

Щоб не ускладнювати процес термічної обробки регулюванням швидкості оохолодження рекомендується протягом 1-2 годин витримувати зразки при низькій температурі при обробці холодом [4]. При цьому можливі зміни швидкості оохолодження і її вплив на ступінь перетворення зрівнюються і незалежно від конкретних умов буде утворюватися однакова кількість мартенситу.

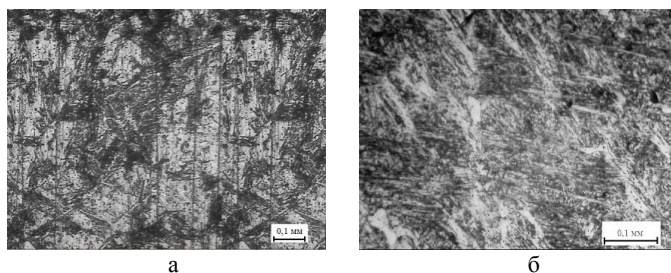


Рисунок 2 – Структура сталі ВНЛ-6 після термічної обробки:
а – гартування з 1130 °С з оохолодженням на повітрі обробки холодом -70 °С і відпускання при 480 °С
(темні ділянки мартенсит відпускання, світлі – залишковий аустеніт);
б – гартування з 1130 °С з оохолодженням з піччю до температури 1030 °С (оохол. у воді), обробки холодом -70 °С і відпускання при 480 °С (структура розпаду мартенситу)

При вмісті таких легувальних елементів як молібден, нікель, кобальт, структура литої сталі складається в основному з великої кількості аустеніту, пересиченого вуглецем і карбідотвірними елементами. Цей аустеніт знаходиться у термодинамічно нестійкому стані. При нагріванні в інтервалі інтенсивного карбідовиділення із аустеніту виділяються дисперсні вторинні карбіди, в результаті яких відбувається зниження концентрації вуглецю і хрому і підвищення температури M_n вище кімнатної. Така термічна обробка викликає дестабілізацію структурного стану [5].

Дослідження мікроструктури сталі після термічної обробки за режимом 6 (рис. 3) в зоні дестабілізації аустеніту показало, що структура в основному складається з мартенситу відпускання та деякої кількості залишкового аустеніту. При такій обробці, починаючи з 600-650 °С, виділяються карбіди у вигляді сітки по межах аустенітних зерен. Зменшення стійкості аустеніту в зоні дестабілізації, ймовірно, пояснюється збідненням твердого розчину хромом і вуглецем внаслідок випадіння карбідів [4].

За режимом 5 для дослідження кінетики перетворення стабілізованого аустеніту було проведено попереднє гартування від 1050 °С, вилежування при кімнатній температурі та додаткове нагрівання при 830 °С. При такій термічній обробці структура сталі складається в більший мірі з аустеніту (рис. 3, а), що ймовірно пояснюється його стабілізацією при нагріванні до 1050 °С та витримці при кімнатній температурі. При температурі гартування 1050 °С, вірогідно, відбувається розчинення карбідів хрому в аустеніті, що знижує мартенситну точку і підвищує кількість залишкового аустеніту. Витримка при кімнатній температурі сприяє стабілізації аустеніту. При повторному нагріванні до 830 °С стабілізований аустеніт не перетворюється на мартенсит, тому в структурі сталі спостерігається більша його кількість в порівнянні зі сталлю після обробки за режимом 6.

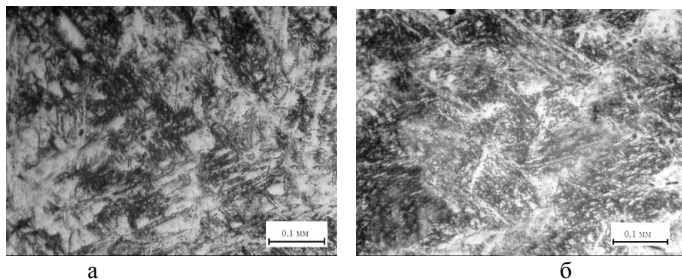


Рисунок 3 – Структура сталі ВНЛ-6 після термічної обробки:

а – перше гартування: 1050 °С на повітрі, друге – 830 °С з охолодженням на повітрі.

Обробка холодом при мінус 70 °С, відпускання при 480 °С;

б – гартування з 800 °С з охолодженням на повітрі, обробки холодом -70 °С і відпускання при 480 °С; (темні ділянки мартенсит, світлі – залишковий аустеніт)

Зміна співвідношення і морфології фаз в сталі перехідного аустенітно-мартенситного класу після термічної обробки за досліджуваними режимами обумовлює отримання відмінних показників міцності і в'язкості (табл. 1 і 2).

Таблиця 1 – Механічні властивості ВНЛ-6 в зоні стабілізації аустеніту

№ п/п	Температура, °C, операції ТО			Твердість, <i>HRC</i>	Ударна в'язкість, <i>KCU</i> , кгс·м/см ²
	$t_{гарт}$	$t_{охол}$	$t_{відпуск}$		
1	1130, повітря	-70	480	26 – 27	6,3 – 10,1
2	1130, повітря	-55	380	34	7,6 – 8,8
3	1130, повітря	-70	380	36–39	6,9 – 7,4
4	1130, охол. з піччю до 1030°C, далі – вода	-70	480	39 – 42	3,0 – 3,3

Таблиця 2 – Механічні властивості ВНЛ-6 в зоні дестабілізації аустеніту

№ п/п	Температури, °C, операції ТО			Твердість, <i>HRC</i>	Ударна в'язкість, <i>KCU</i> , кгс·м/см ²
	$t_{гарт}$	$t_{охол}$	$t_{відпуск}$		
5	1050, повітря 2) 830, повітря	-70	480	36 – 37	1,8 – 2,0
6	830, повітря	-70	480	40 – 44	1,8 – 3,0

При термічній обробці за режимами 1-3, при температурі аустенізації вище 1000°C відбувається зниження твердості, але підвищення ударної в'язкості. Ймовірно, це пояснюється тим, що при охолодженні аустеніт через вміст меншої кількості вуглецю і легувальних елементів перетворюється в мартенсит при більш високій температурі. В цьому випадку мартенсит, отриманий при охолодженні сталі до кімнатної температури, містить менше вуглецю, тому і міцність становиться зниженою [5].

Твердість сталі за режимом 4 в порівнянні з режимами 1-3 є вищою. Очевидно, це пояснюється напруженням після гартування при збільшенні швидкості охолодження. Згідно літературних даних швидке охолодження сприяє утворенню мартенситу, особливо в інтервалі температур 950-650 °C, коли карбіди не встигають виділитись при охолодженні[6].

Висока твердість сталі за режимами 5-6, що призводять до дестабілізації аустеніту, пояснюється великим вмістом мартенситу, що ймовірно пов'язано з утворенням деякої кількості δ -фериту. Наявність в структурі сталі δ -фериту викликає суттєву зміну вмісту вуглецю і легувальних елементів і може інтенсифікувати мартенситне перетворення при обробці холодом. Він значно погіршує пластичність сталі, але підвищує її міцність [7].

Особливості мікромеханізму руйнування аустенітно-мартенситних сталей були вивчені на зломах ударних зразків, які випробовувались при температурі мінус 60 °С.

Фрактографічний аналіз, результати якого представлені на рис. 4, свідчить про те, що зразки мають змішаний характер руйнування. На фоні ямкової будови спостерігаються ділянки квазісколу.

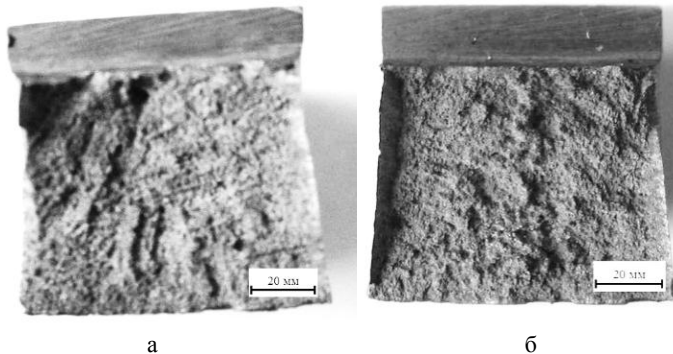


Рисунок 4 – Злами зразків із сталі ВНЛ-6 після термічної обробки:
а – за режимом 2; б – за режимом 3

Термічна обробка, що призведе до стабілізації аустеніту сприяє зменшенню кількості мартенситу, а, отже, підвищенню в'язкості сталі. Характер зламу сталі свідчить про змішану будову: на поверхні зламів спостерігаються як маленькі, дуже неглибокі (сплюснені) ямки, так і фасетки квазіскола з розвинутою інфраструктурою у вигляді мікрогребінців (рис. 4).

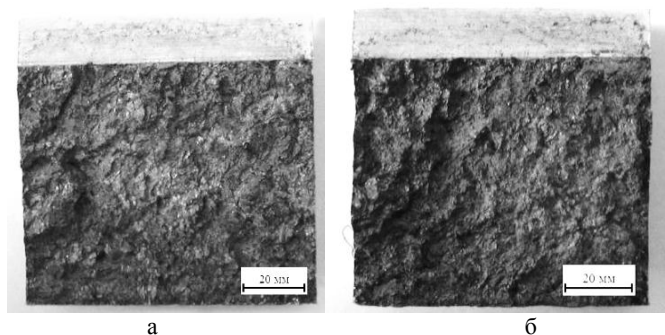


Рисунок 5 – Злами зразків із сталі ВНЛ-6 після термічної обробки:
а – за режимом 5; б – за режимом 6

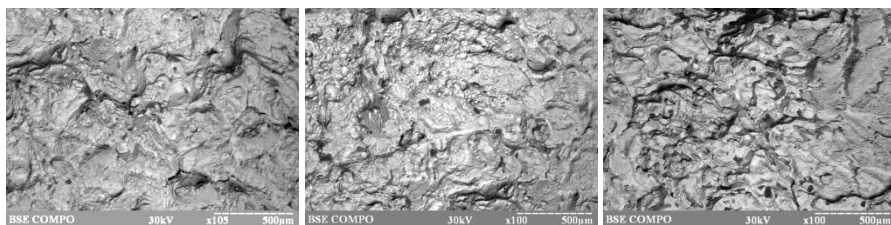


Рисунок 6 – Злами зразків із сталі ВНЛ-6 після термічної обробки:
а – за режимом 4; б – за режимом 5; в – за режимом 6

При стабілізації сталі злами загартованої сталі мають характерну для високоенергоємного руйнування в'язку ямкову будову з окремими фасетками квазісколу (рис. 6, а). При дестабілізації сталі утворюється злам з менш в'язкою мікробудовою (рис. 6, б, в). Утворення більшої кількості високоміцного мартенситу сприяє зменшенню енергоємності ямок, збільшення кількості ділянок квазіскола і міжзеренного руйнування. Наявність ділянок з крихким характером руйнування свідчить про високу твердість сталі при низьких значеннях ударної в'язкості.

Можна вважати, що неоднорідне і переважно квазіскольне мікробудування зламу сталі, термообробленої за режимом 6, пов'язане з особливостями мікроструктури. Структура сталі при термічній обробці складається переважно з мартенситу, залишкового аустеніту та карбідних й інтерметалідних фаз. У зв'язку з цим можна припустити, що руйнування відбувається шляхом квазікрихкого відриву за площинами сполучення різко відмінних структурних складових, що пояснює появу багато чисельних фасеток квазісколу [8].

Для всіх сталей, які мають при температурі мінус 60°C високі значення ударної в'язкості, переважним є механізм руйнування шляхом злиття мікропор. Це призводить до виникнення ямок, витягнутих уздовж магістральної тріщини. Спостерігається також утворення великої кількості поперечних вторинних тріщин, що свідчить про значній енергоємності процесу руйнування. Подібне вторинне руйнування, ймовірно, пояснюється особливостями структури і пов'язано в основному з великою протяжністю границь зерен.

Висновки. Проведеними дослідженнями щодо аналізу кінетики фазових перетворень високоміцної корозійностійкої сталі аустенітно-мартенситного класу встановлено, що сталі цього класу типу ВНЛ-6 можна термічно обробляти в умовах стабілізації аустеніту – міцнісні властивості зменшуються, а пластичність збільшується, а також в умовах дестабілізації аустеніту – міцнісні властивості збільшуються, а пластичність і в'язкість залишається на достатньому рівні.

Після стабілізуючої термічної обробки сталь має в структурі аустеніт з деякою кількістю мартенситу. В мікроструктурі після дестабілізуючої термічної обробки сталі аустенітно-мартенситного класу за рахунок більш повного перетворення аустеніту в мартенсит характерна більша кількість мартенситної фази.

Визначено, що швидке охолодження після аустенізації ініціює мартенситне перетворення в ізотермічних умовах і при нагріванні, що підвищує міцність сталі.

Фрактографічний аналіз показав, що після стабілізованої термічної обробки злами загартованої сталі мають в'язкий злам з характерною ямковою будовою, а при дестабілізації - основною рельєфною складовою є сплюснені ямки з окремими фасетками квазісколу.

Список використаних джерел: 1. Структура и коррозия металлов и сплавов : Атлас. Справочник / И.Я. Сокол, Е.А. Ульянов, Э.Г. Фельдгандлер [и др.] – М. : Металлургия, 1989. – 400 с. 2. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах. Изд. 2-е, перераб. и доп. / В.И. Никитин, К.В. Никитин – М.: Машиностроение, 2005. – 476 с. 3. Кубышкина Т.Д. Мартенситные превращения нержавеющей сталей аустенитно-мартенситного класса / Т.Д. Кубышкина, Л.М. Певзнер, Я.М. Потак // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1960. – №8. – С. 23-30. 4. Гуляев А.П. Мартенситное превращение, механические свойства и структура нержавеющей сталей аустенитно-мартенситного класса / А. П. Гуляев, В.М. Макаров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1960. – №8. – С. 3-9. 5. Мухин Г.Г. Нержавеющие стали аустенитно-мартенситного класса / Г.Г. Мухин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1960. – №8. – С. 57-63. 6. Потак Я.М. Высокопрочные стали / Я.М. Потак. – М. : Металлургия, 1972. – 208 с. 7. Потак Я.М. Высокопрочные нержавеющей стали переходного аустенитно-мартенситного класса / Я.М. Потак, В.В. Сачков, Л.С. Попова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1960. – №5. С. 24-26. 8. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей / М. А. Балтер, А. П. Любченко, С. П. Аксенова, А. А. Чернякова, Л. Я. Гольдштейн, Е. А. Курищ. – М.: Машиностроение, 1978. – 184 с.

Bibliography (transliterated): 1. Struktura i korroziya metallov i splovov : Atlas. Spravochnik / I. Ya. Sokol, Ye. A. Ul'yanin, E. G. Fel'dgandler [i dr.] – M. : Metallurgiya, 1989. – 400 s. 2. Nikitin V. I. Nasledstvennost v litykh splavah. Izd. 2-e, pererab. i dop. /V. I. Nikitin, K. V. Nikitin - M. : Mashinostroenie, 2005. - 476 p. 3. Kubyshkina T. D. Martensitnyye prevrashcheniya nerzhaveyushchikh stalyakh astunitno-martensitnogo klassa / T. D. Kubyshkina, L. M. Pevzner, Ya. M. Potak // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov. – 1960. – №8. – S. 23 – 30. 4. Gulyayev A. P. Martensitnoye prevrashcheniye, mekhanicheskiye svoystva i struktura nerzhaveyushchikh staley austenitno-martensitnogo klassa / A. P. Gulyayev, V.M. Makarov // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov. – 1960. – №8. – S. 3 — 9. 5. Mukhin G. G. Nerzhaveyushchiye stali austenitno-martensitnogo klassa / G. G. Mukhin // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov. – 1960. – №8. – S. 57 – 63. 6. Potak Ya.M. Vysokoprochnyye stali / Ya.M. Potak. – M. : Metallurgiya, 1972. – 208 s. 7. Potak Ya.M. Vysokoprochnyye nerzhaveyushchiye stali perekhodnogo austenitno-martensitnogo klassa / Ya.M. Potak, V.B. Sachkov, L.S. Popova // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov. – 1960. – №5. S. 24 — 26. 8. Fraktografiya – sredstvo diagnostiki razrushennykh detaley / M. A. Balter, A. P. Lubchenko, S. P. Aksanova, A. A. Chernyakova, L. J. Goldstein, E. A. Kurits. - M.: Mashinostroenie, 1978. - 184 p.