

УДК 669.295.669.76

DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.300824.15.1070

ОЦІНКА ТЕХНОЛОГІЧНОЇ ПЛАСТИЧНОСТІ ВИСОКОБОРИСТОЇ КОРОЗІЙНОСТІЙКОЇ СТАЛІ В ПРОЦЕСІ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТРУБ, ЩО ЗАСТОСОВУЮТЬСЯ ДЛЯ РОЗМІЩЕННЯ ВІДПРАЦЬОВАНОГО ЯДЕРНОГО ПАЛИВА

ВАХРУШЕВА В. С.^{1*}, докт. техн. наук, проф.,

ГРУЗІН Н. В.², канд. техн. наук, доц.,

ТЮТЄРСЬВ І. А.³, канд. техн. наук, доц.

^{1*} Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Український державний університет науки і технологій, ННІ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: vs062@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2663-2714

² Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Український державний університет науки і технологій, ННІ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: hruzin.nataliia@pdaba.edu.ua, ORCID ID: 0000-0002-7589-6548

³ Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Український державний університет науки і технологій, ННІ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Архітектора Олега Петрова, 24-а, 49005, Дніпро, Україна, e-mail: tiutieriev.ihor@365.pdaba.edu.ua

Анотація. Постановка проблеми. Сталій розвиток світової ядерної енергетики на подальшу перспективу залежить від того наскільки ефективно будуть вирішені пов'язані з нею проблеми радіаційної безпеки та ядерного розповсюдження. Такі проблеми мають місце, у тому числі, і на кінцевому етапі ядерно-паливного циклу – поводження з відпрацьованим ядерним паливом. Це завдання сьогодні стоїть на порядку денному як для світової спільноти, так і для національних урядів країн, які розвивають або мають наміри розвивати атомну енергетику [1–3]. Наразі, у зв'язку із забезпеченням безпеки атомної енергетики, у світовій практиці знаходять широке застосування борумісні сталі як матеріал для забезпечення біологічного захисту та для виготовлення спеціальних деталей обладнання. Це пояснюється тим, що ізотоп В₁₀, який міститься у сталях, забезпечує захоплення нейтронів [4]. Задля екранізації опорного чохла ущільненого сховища відпрацьованого ядерного палива атомних електростанцій знадобилися шестигранні труби з високобористої сталі. Корозійностійкі сталі, леговані бором, широко використовують в атомній енергетиці завдяки їх спеціальним ядерним властивостям. У процесі експлуатації атомних електростанцій тепловидільні збірки, які відслужили свій термін, підлягають зберіганню в спеціальних сховищах із використанням контейнерів – шестигранних труб, які виготовляють із сталі 04X14T3P2Ф. Для зниження витрат під час будівництва та експлуатації АЕС частина робіт із поводження з відпрацьованим ядерним паливом (ВЯП) повинна виконуватися на підприємствах України. Це забезпечить значний імпортозамінний ефект. Для виготовлення шестигранних труб зі сталі 04X14T3P2Ф за схемою: зливки – гаряча деформація – профілювання – термічна обробка потрібна розробка параметрів гарячої деформації і наступних технологічних операцій. Застосування зазначених труб в ущільнених сховищах відпрацьованого палива АЕС дозволить збільшити вдвічі ємність сховищ, що дасть значний народно-господарський економічний ефект. **Матеріал та методи дослідження.** Матеріалом для дослідження обрано сталь 04X14T3P2Ф (ЧС-82), виплавлену за двома варіантами (вакуумно-індукційний – «ВІ» і вакуумно-індукційний з подальшим вакуумно-дуговим переплавом – («ВД»). Сталь марки 04X14T3P2Ф відносять до високолегованих, корозійностійких сталей феритного класу з високим вмістом бору до (2 %). Для дослідження температур фазових перетворень у сталі застосовано метод диференціального термічного аналізу. Для оцінення фазового стану – метод рентгеноструктурного аналізу та мікрорентгеноспектрального аналізу. Зразки сталі випробували на прошивання. Після охолодження прошиті зразки піддавалися рентгенівському просвічуванню [5]. Також проведено випробування на гаряче скручування та механічні випробування за високих температур. **Результати.** Оцінено макро- і мікроструктуру сталі залежно від способу виплавки. Досліджено фазовий склад сталі. Дослідження пластичних властивостей сталі ЧС-82 випробуваннями на прошиваність і гаряче скручування показало, що область температур максимальної пластичності перебуває в широкому діапазоні (від 1 025 до 1 150 °С) за досить незначного опору деформації. За гарячої деформації в температурному інтервалі 1 175 °С і вище спостерігалось руйнування металу по межах зерен у місцях плавлення боридної фази Сг–Fe–В. Слід вважати оптимальним температурний інтервал гарячої деформації сталі ЧС-82 в діапазоні 1 000–1 050 °С. **Наукова новизна.** Для корозійностійкої високобористої сталі, яка використовується для зберігання відпрацьованого ядерного палива, вибрано температурний інтервал гарячої деформації та оцінено структурний та фазовий склад, що дозволить деформувати метал на прошивному стані та виготовляти труби.

Ключові слова: високобориста; корозійностійка сталь; фазовий склад; технологічна пластичність

EVALUATION OF TECHNOLOGICAL PLASTICITY OF HIGH BORON CORROSION-RESISTANT STEEL DURING HOT DEFORMATION OF PIPES USED FOR SPENT NUCLEAR FUEL STORAGE

VAKHRUSHEVA V.S.^{1*}, *Dr Sc. (Tech.), Prof.*,
GRUSIN N.V.², *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,
TIUTIERIEV I.A.³, *Cand. Sc. (Tech.), Assoc. Prof.*,

^{1*} Department of Materials Science and Materials Processing, Ukrainian State University of Science and Technologies, ESI “Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture”, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: vs062@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2663-2714

² Department of Materials Science and Materials Processing, Ukrainian State University of Science and Technologies, ESI “Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture”, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: hruzin.nataliia@pdaba.edu.ua, ORCID ID:0000-0002-7589-6548

³ Department of Materials Science and Materials Processing, Ukrainian State University of Science and Technologies, ESI “Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture”, 24-a, Architect Oleh Petrov St., Dnipro, 49005, Ukraine, e-mail: tiutieriev.ihor@365.pdaba.edu.ua

Abstract. Statement of the problem. The sustainable development of the global nuclear power industry in the future depends on how effectively the problems of radiation safety and nuclear proliferation are addressed. Such problems occur, among other things, at the final stage of the nuclear fuel cycle – spent fuel management. This task is currently on the agenda of both the international community and national governments of countries that develop or intend to develop nuclear energy [1–3]. Today, in connection with ensuring the safety of nuclear energy, boron-containing steels are widely used in the world practice as a material for biological protection and for the manufacture of special equipment parts. This is due to the fact that the B₁₀ isotope in steels provides neutron capture [4]. Hexagonal pipes made of high-boron steel were needed to shield the support cover of the compacted spent fuel storage facility at nuclear power plants. Corrosion-resistant steels alloyed with boron are widely used in the nuclear power industry due to their special nuclear properties. During the operation of nuclear power plants, fuel assemblies that have served their useful life must be stored in special storage facilities using containers – hexagonal tubes made of 04Cr14Ti3B2V steel. To reduce costs during in the construction and operation of NPPs, part of the spent nuclear fuel management should be performed at Ukrainian enterprises. This will provide a significant import substitution effect. To manufacture hexagonal tubes from 04Cr14Ti3B2V steel according to the ingot-hot deformation-profiling-heat treatment scheme, it is necessary to develop the parameters of hot deformation and subsequent technological operations. The use of these pipes in compacted spent fuel storage facilities of NPPs will allow to increase the storage capacity by 2 times, which will give a significant national economic effect **Material and methods of research.** Material used for the study was steel 04Cr14Ti3B2V (CS-82), smelted using two variants (vacuum-induction – “VI” and vacuum-induction followed by vacuum-arc remelting – (“VD”). Steel grade 04Cr14Ti3B2V belongs to high-alloy, corrosion-resistant ferritic steels with a high boron content of up to 2 %. The method of differential thermal analysis was used to study the phase transformation temperatures in the steel. X-ray diffraction and micro-X-ray spectral analysis were used to assess the phase state. The steel samples were tested for weldability After cooling, the welded samples were subjected to X-ray transmission [5]. Hot twisting tests and mechanical tests at high temperatures were also performed. The macro- and microstructure of the metal was studied. **Results.** The macro- and microstructure of steel was evaluated depending on the smelting method. The phase composition of the steel was studied. The study of the plastic properties of steel ChS-82 by means of penetration and hot twisting tests showed that the temperature range of maximum plasticity is in a wide range (from 1 025 to 1 150 °C) with a rather low resistance to deformation. During hot deformation in the temperature range of 1 175 °C and above, metal fracture was observed along the grain boundaries at the melting points of the Cr–Fe–B boride phase. The optimal temperature range for hot deformation of steel ChS-82 is 1 000–1 050 °C. **Scientific novelty.** For corrosion-resistant high boron steel used for spent nuclear fuel storage, the temperature range of hot deformation was selected and the structural and phase composition was estimated, which will allow deforming the metal on the piercing mill and manufacturing pipes.

Keywords: high boron; corrosion-resistant steel; phase composition; technological plasticity

Вступ. Корозійностійкі сталі, леговані бором, широко використовують в атомній енергетиці завдяки їх спеціальним ядерним властивостям. У процесі експлуатації атомних електростанцій тепловиділяючі збірки, які відслужили свій термін,

підлягають зберіганню в спеціальних сховищах із використанням контейнерів – шестигранних труб, які виготовляють із сталі 04X14T3P2Ф.

Використання стелажів з ущільненим кроком розташування шестигранних труб у басейнах дозволяє розмістити і безпечно зберігати значно більшу кількість відпрацьованих паливних збірок (ВПВЗ). Це дає підставу не вивозити ВЯП з України, принаймні, протягом часу до прийняття рішення про подальшу переробку ВПВЗ або їх пряме захоронення. Для зниження витрат під час будівництва та експлуатації АЕС частина робіт із поводження з ВЯП повинна виконуватися на підприємствах України. Це забезпечить значний імпортозамінний ефект.

Для виготовлення шестигранних труб зі сталі 04X14T3P2Ф за схемою: зливки – гаряча деформація – профілювання – термічна обробка потрібне розроблення параметрів гарячої деформації і наступних технологічних операцій.

Наявність бору в сталі сприяє поглинанню нейтронів і тому його вміст має бути не менше 2 %. Такий вміст бору в сталі спричинює її високу крихкість та низьку пластичність. Розроблення технології виготовлення шестигранних труб для зберігання та перевезення ВЯП – важливе та актуальне завдання для України.

Досліджено процес розроблення технології виготовлення шестигранних труб на стадії гарячої деформації. Застосовано сучасні методи визначення технологічної пластичності бористої сталі, включаючи методи гарячого скручування, високотемпературних механічних випробувань та оптичної мікроскопії. З проведених досліджень визначено температурний інтервал гарячої деформації. Визначення режимів деформації для розроблення технології виготовлення шестигранних труб на стадії гарячої деформації як основного процесу виготовлення труб дозволяє в умовах трубних заводів організувати промислове виробництво цього виду труб.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Поводження з відпрацьованим ядерним паливом – один із головних факторів, від яких залежить майбутнє ядерної енергетики. Відпрацьоване ядерне паливо (ВЯП), з одного боку, являє собою цінну енергетичну сировину, яка повторно може бути задіяна в ядерно-паливному циклі, з іншого боку, воно небезпечне для людей та навколишнього середовища.

Складність поводження з ВЯП зумовлюється, у першу чергу, його високою активністю (через наявність у його складі речовин, що діляться), яка після вивантаження палива з реактора сягає мільйонів Кюрі на тонну, та супроводжується значним тепловиділенням. Серйозну небезпеку становить також токсичність деяких радіонуклідів, що присутні в складі ВЯП. Для України, де атомній енергетиці й сьогодні, й у перспективі відведено роль базової складової вітчизняного енергозабезпечення, ця проблема дуже гостра. Від того, наскільки ефективно її буде вирішено, залежить підтримка громадськістю вітчизняних планів з розвитку атомної енергетики [2].

Наразі у світі існують дві основні стратегії поводження з ВЯП, для яких характерна певна завершеність циклу: пряме поховання у стабільних геологічних формаціях (відкритий ядерно-паливний цикл), переробка ВЯП, повторне використання урану, плутонію й інших радіонуклідів, поховання радіоактивних речовин (замкнутий ядерно-паливний цикл).

Українські АЕС із реакторами типу ВВЕР, як і інші АЕС, створювалися виходячи з концепції тимчасового зберігання й подальшої переробки ВЯП.

Для екранізації опорного чохла ущільненого сховища відпрацьованого ядерного палива атомних електростанцій знадобляться шестигранні труби з високобористої сталі [4].

Раніше для виготовлення круглих труб промисловість освоїла сталі аустенітного класу з вмістом бору до 0,6 %. Подальше підвищення вмісту бору в сталях

спричинювало зниження пластичних властивостей, що погіршувало деформованість матеріалу і робило неможливим отримання з нього труб.

Також технологічна пластичність за температур вище 1 250 °С всіх сталей аустенітного типу сильно падає, тоді як для вуглецевої і феритної вона залишається дуже високою.

Отже, сьогодні більш доцільним вважається використання сталей феритного класу для виробництва шестигранних труб.

Для забезпечення експлуатаційних властивостей сталі в неї вводять високий вміст бору (до 2 %). Бор, причому його ізоотоп В₁₀ володіє великим перетином захоплення нейтронів, тому його великий вміст і рівномірний розподіл, що дуже важливо, забезпечить захоплення нейтронів ще активного ядерного палива.

Сталь марки 04X14ТЗР2Ф належить до високолегованих, корозійностійких сталей феритного класу з високим вмістом бору. Основний тип феритних сталей – це сталі з великим вмістом хрому, що різко підвищує їх жаростійкість.

Для попередження зростання зерен у високохромисті сталі додають титан і ванадій, які, пов'язуючи вуглець, утворюють міцні карбіди. Карбіди, розташовуючись як усередині, так і між зернами, перешкоджають їх росту під час нагрівання.

Із підвищенням вмісту бору крихкість сталі значно збільшується, розчинність бору у фериті дуже низька, тому відбувається його виділення у вигляді фаз різного хімічного складу. Оскільки бор схильний до сегрегації по межах зерен, його присутність у сталі може вплинути на весь комплекс механічних властивостей [5].

Хром найбільш дешевий і поширений феритоутворюючий елемент. Він підвищує твердість і міцність, прожарюваність, опір повзучості (до 2 % без зниження пластичності), незначно зменшуючи пластичність; за вмісту хрому понад 12 % сталь стає корозійностійкою в атмосфері і багатьох промислових середовищах.

Легування титаном надає ефект зменшення розміру зерна сталі, подібно

ванадію. Разом із цим, цей ефект титану значно вищий за ефект ванадію. Титан застосовується для легування і практично не впливає на опір повзучості. Його вводять у сталь для усунення схильності до міжкристалітної корозії.

Будучи сильним карбідоутворюючим елементом, він з'єднується з вуглецем, що міститься в сталі, утворюючи карбіди типу ТіС і тим самим попереджаючи утворення карбідів хрому по межах зерен.

Технологічна пластичність – здатність матеріалу без руйнування отримувати великі залишкові деформації. Властивість пластичності має вирішальне значення для таких технологічних операцій як прокатка, штампування, витяжка, волочіння, вигин тощо.

Технологічна пластичність металу залежить від хімічного складу сталі, її мікроструктури і контролюється параметрами механічних властивостей. Більшість методів технологічних випробувань застосовують для визначення деформованості металевих матеріалів, оскільки схильність до пластичної деформації – це одна з найважливіших властивостей металу з погляду його обробки.

Основні чинники, що обмежують здатність сталі до гарячої деформації, – червоноламкість і схильність до крихкості під час нагрівання, зокрема, до розвитку міжзеренного руйнування [5].

Для побудови технологічного процесу необхідно оцінити властивості і технологічність металу на всіх його переробках. Отож **мета** цієї роботи – оцінення технологічної пластичності сталі 04X14ТЗР2Ф на стадії гарячої деформації. Вивчення структури і властивостей як заготовки, так і гарячекатаних труб.

Матеріал та методика дослідження. Для виготовлення шестигранних чохлових труб розміром «під ключ» 255×5,5 мм поставлені трубні заготовки зі сталі 04X14ТЗР2Ф двох способів виплавки.

Хімічний склад сталі за сертифікатними даними заводу виробника і за даними контролю наведено в таблиці 1.

Хімічний склад сталі 04X14T3P2Ф

Спосіб виплавки заготовки	C	Cr	Ni	V	Ti	B
3280445ВІ	0,03...0,031	14,11...13,98	0,19	0,2...0,192	2,95...3,19	1,72...2,15
2980275ВД	0,03...0,034	13,9...14,0	0,20	0,25...0,21	2,93...3,12	1,71...2,21
ТУ 14-1-3689-83	0,02...0,06	13...16	<0,5	0,15...0,30	2,3...3,5	1,1...1,8

Виплавку металу заготовки проводили двома способами: вакуумно-індукційним (ВІ) плавка 3280445ВІ і вакуумно-індукційним з подальшим дуговим переплавом (ВД) – плавка 2980275ВД. Заготовка виготовлена методом вільного кування на пресах з уківом більше 3 і поставлена розміром $\varnothing = 215$ мм. У роботі досліджено макроструктуру згідно з ГОСТ 10243-75, оцінені неметалеві включення за ГОСТ 1778-80. Мікроструктуру сталі досліджували методом оптичної мікроскопії на мікроскопі НЕОРНОТ-21. Для дослідження температур фазових перетворень у сталі застосовано метод диференціального термічного аналізу.

Фазові перетворення в сталі 04X14T3P2Ф досліджували на диференціальному дилатометрі «Шевенар». Для оцінення фазового складу застосували метод рентгено-структурного аналізу, який проводили на рентгенівській установці ДРОН-2 в $\text{Cu K}\alpha$ випромінюванні. Мікрорентгено-спектральний аналіз здійснювали за допомогою електроннозондових приладів типу «Самеса» на травлених зразках.

Механічні властивості металу заготовки визначались на круглих, розривних зразках діаметром 4 мм відповідно до ГОСТ 1497-73.

Для проведення випробування на прошивання виготовили конічні зразки діаметром 30–35 мм, довжиною 100 мм з

периферійної і центральної зон заготовки. Випробування зразків проводилося на лабораторному прошивному стані. Температура випробування зразків становила 1 125–1 250 °С. Нагрівання здійснювали в електричній печі. Після охолодження прошиті зразки піддавали рентгенівському просвічуванню [5].

Для проведення випробувань гарячим скручуванням виготовили укорочені зразки довжиною 110 мм з діаметром робочої частини 8 мм. Температурний інтервал дослідження пластичності гарячим скручуванням визначено виходячи з проведених випробувань на прошивання і перебував у межах 1 025–1 150 °С.

Виклад основного матеріалу.

Результати дослідження макроструктури заготовки, проведеного на поперечних темплетях, представлені на рисунку 1. Оцінення макроструктури відповідно до ГОСТ 10243-75 показало наявність у плавці 3280445 ВІ $\varnothing = 215$ мм точкової неоднорідності центральної пористості (рис. 1).

Контроль неметалевих включень за шкалами ГОСТ 1778-80 (методи «К» і «Ш») показав забруднення металу заготовки оксидами, силікатами, шпінелями. Кількісні дані оцінки наведено в таблиці 2.

Для неметалевих включень характерне рівномірне розташування їх по діаметру заготовки. Разом із тим, зустрічаються ділянки рядкового розташування (рис. 2).

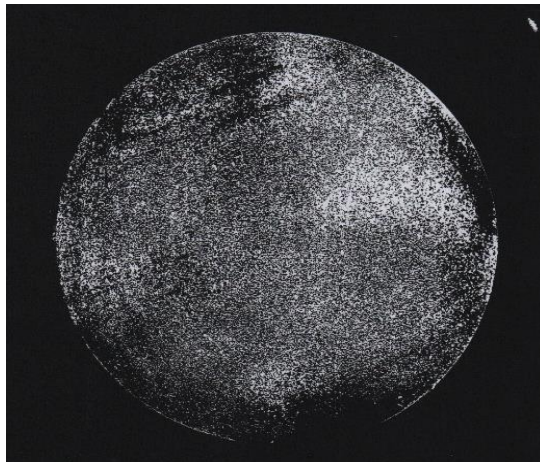
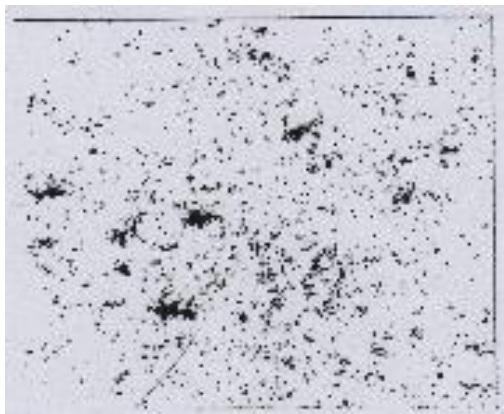


Рис. 1. Макроструктура заготовки діаметром 215 мм, плавка 3280445 VI

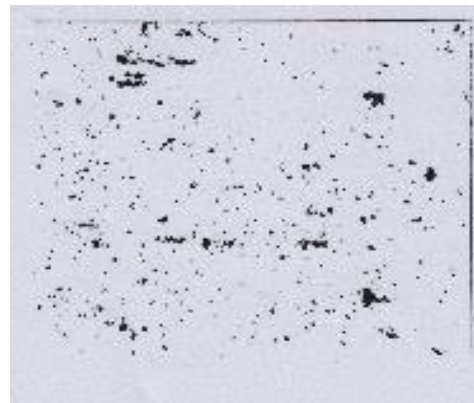
Таблиця 2

Результати контролю макроструктури і неметалевих включень у заготовці

№ плавки	Діаметр заготовки	Макроструктура, в балах			Неметалеві включення, в балах			
		точкова неоднорідність	лікваційний квадрат	центр. пористість	окисли	сульфіди	силікати	нітриди, карбоніди
2980275ВД	215	1,0	0	0,5	2,0	0	0,5	1,0
3280445VI	215	3,0	1,5	1,5	4,0	0	1,5	1,0



a



б

Рис. 2. Неметалеві включення в заготовці діаметром 215 мм плавка 2980275VI:

a – рівномірне розташування; *б* – рядкове розташування

Дослідження мікроструктури заготовки сталі свідчить про складний фазовий склад: основа – ферит із величиною зерна 1–3 бали і виділення вторинних боридних фаз різного виду і складу, що показано на рисунку 3.

Різний вигляд і забарвлення (травлення) пов'язані з різним хімічним складом фаз. З літературних даних відомо, що розчинність бору в сталі складає менш ніж 0,004 % за 710 °С до 0,0082 % за 906 °С,

тому практично весь бор знаходиться, ймовірно, у сполуках складу Ti–B, Ti–Cr–B, (Fe, Cr)₂B, Cr–B та інших. В результаті досліджень фазових перетворень в сталі 04X14T3P2Ф встановлено, що феритна основа і боридна фаза в температурному інтервалі до 1100 °С не зазнає фазових перетворень.

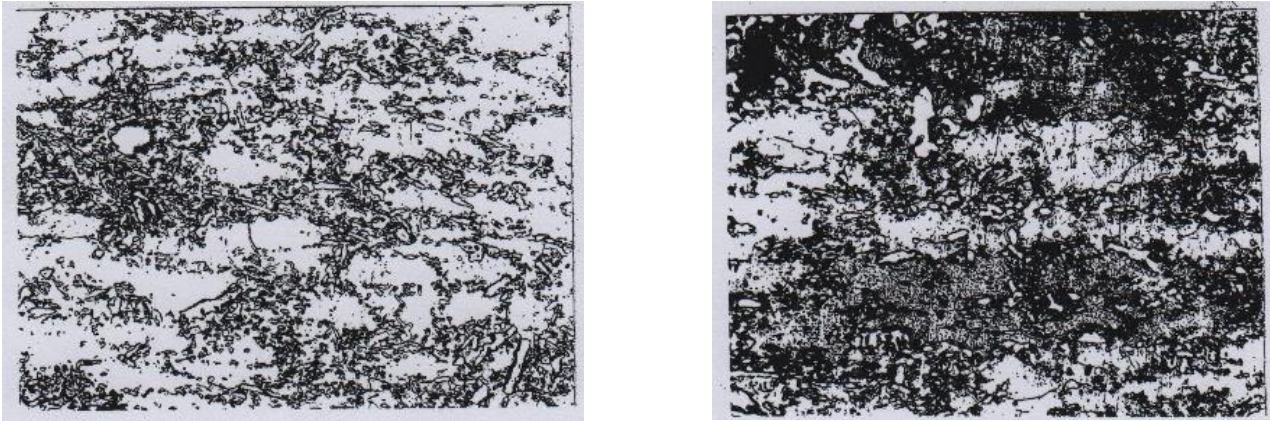


Рис. 3. Мікроструктура заготовки сталі 04X14T3P2Ф

Рентгеноструктурні дослідження фазового складу, проведені на рентгенівській установці ДРОН-4 із записом повної рентгенограми, підтвердили, що основні фази в сталі – це ферит і бориди. Ідентифікація рентгенівських ліній показала наявність у структурі великого вмісту боридів титану. Слід зазначити, що на рентгенограмі присутні лінії, близькі до ліній Ti–B, що, ймовірно, пов'язано з легуванням боридів Ti елементами, присутніми в сталі (Fe, Cr, V, Al).

Мікрорентгеноспектральний аналіз, проведений за допомогою електронно-зондових приладів типу «Самеса» на

травлених зразках ідентифікували фази Ti–B та Cr–B–Fe. Проаналізовано наявність «чорної фази» і встановлено, що вона містить елементи матриці, а саме Cr та Fe. Під зондом світиться, що побічно вказує на окисну фазу, ймовірно $(FeCr)_xO_y$.

Слід зазначити, що розподіл боридних фаз у заготовці дуже нерівномірний: у центральній зоні зливка після дугового переплаву кількість боридних фаз значно менша, ніж на периферії. Крім того, бориди в кований заготовці $\varnothing = 215$ мм (пл. 2980275ВД) орієнтовані в напрямку закінчення металу при куванні (рис. 4).

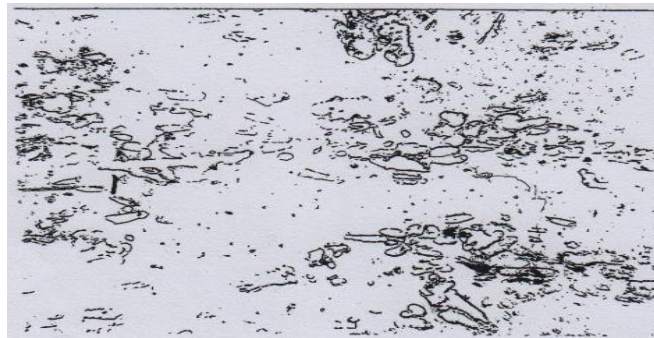


Рис. 4. Нерівномірне розташування боридів у заготовці зі сталі 04X14T3P2Ф, плавка 3280445ВІ

Механічні властивості металу заготовки визначені на круглих розривних зразках діаметром 4 мм відповідно до ГОСТ 1497-73 (табл. 3).

Для оцінення пластичності сталі 04X14T3P2Ф (ЧС-82) проведено лабораторні дослідження на прошивання і гаряче скручування.

Для випробування на прошивання виготовлено конічні зразки діаметром

30–35 мм, довжиною 100 мм. Зразки виготовлені з периферійної і центральної зон заготовки. Випробування зразків проводили на лабораторному прошивному стані при обтисненні. Температура випробування зразків перебувала в межах 1 125–1 250 °С. Досліджували 6 варіантів температур через кожні 25 °С.

Механічні властивості заготовки

№ плавок і розмір заготовки	Механічні властивості			
	межа міцності σ_B , МПа	межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	відносне видовження $\delta\%$	ударна в'язкість KCV кДж/м ²
2980275ВД Ø 215 мм	$\frac{535-555}{548}$	$\frac{380-395}{385}$	$\frac{7,5-13,5}{9,6}$	25–37
3280445ВІ Ø 215 мм	550	$\frac{365-380}{370}$	13,5	24–37

За температури випробування 1 125 °С порожнини на зразках візуальним обстеженням не виявлено. За температури випробування 1 150 °С на передньому кінці прошитих зразків помічалось руйнування металу. Аналогічна картина мала місце за температури випробування 1 175 °С. За температур 1 025–1 100 °С руйнування металу не спостерігалось. Розтин порожнини при обтисненні до 14,3 % в інтервалі температур 1 025–1 125 °С на зразках, виготовлених із сталі 04Х14ТЗР2Ф (ВІ) і 04Х14ТЗР2Ф (ВД), не виявлено, що вказує на досить високу пластичність боровмісної сталі в досліджуваному інтервалі температур.

Пластичні властивості металу досліджували також методом гарячого скручування. Для випробувань гарячим скручуванням виготовили укорочені зразки довжиною 110 мм з діаметром робочої частини 8 мм. Температурний інтервал дослідження пластичності гарячим скручуванням, визначили виходячи з випробувань на прошивання, він складав 1 025–1 150 °С.

На рисунку 5 наведено криві, що відображають залежність середніх чисел скручування і середніх зусиль скручування сталі 04Х14ТЗР2Ф (ВІ і ВД) від температури. Для порівняння наведено число скручувань за температур 1 100 °С і 1 150 °С для сталі Х18Н10Т.

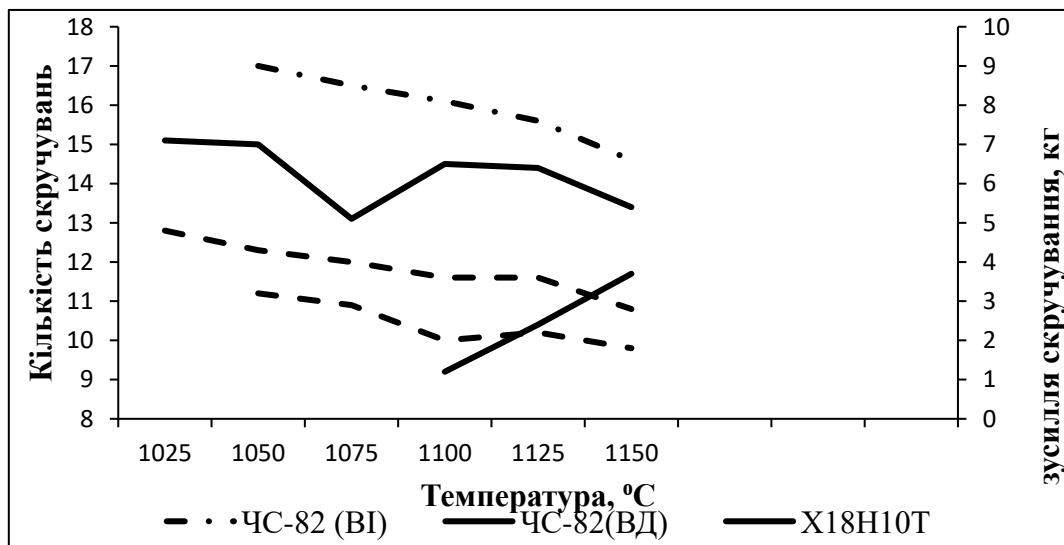


Рис. 5. Залежність середніх чисел скручування і зусиль скручування сталі від температури

Наведені дані показують, що пластичні властивості сталі ЧС-82 приблизно в 1,5 раза вищі, ніж у сталі аустенітного класу Х18Н10Т (за 1 100 °С), що говорить про її досить високу пластичність. За підвищених

температур пластичні властивості сталі ЧС-82 (ВІ і ВД) з підвищенням температури від 1 025 °С до 1 150 °С незначно зменшуються. Слід зазначити дещо підвищені (10–15 %) пластичні властивості

металу подвійного переплаву (ВД) порівняно з металом вакуумно-індукційної виплавки.

Дослідження пластичних властивостей сталі ЧС-82 показало, що область температур максимальної пластичності перебуває в широкому діапазоні (від 1 025 до 1 150 °С) за досить незначного опору деформації.

Виходячи з отриманих результатів досліджень пластичних властивостей сталі ЧС-82 (ВІ і ВД), слід вважати оптимальним температурний інтервал гарячої деформації сталі 04X14T3P2Ф в діапазоні 1 025–1 100 °С.

Вибір температурного інтервалу гарячої деформації сталі 04X14T3P2Ф багато в чому

зумовлений чутливістю сталей феритного класу до зростання зерна з підвищенням температури деформації, а також можливістю утворення легкоплавкої евтектики Cr–В за температур близько 1 200 °С. Як показали дослідження температура плавлення фази, ідентифікованої як Cr–Fe–В в сталі 04X14T3P2Ф становить $1\,200 \pm 25$ °С.

На рисунку 6 наведено результати дослідження мікроструктури сталі за загартування її в інтервалі температур 1 100–1 250 °С. Ці результати узгоджуються з результатами дослідження прошивання зі сталі 04X14T3P2Ф за температурі 1 150–1 175 °С [6].

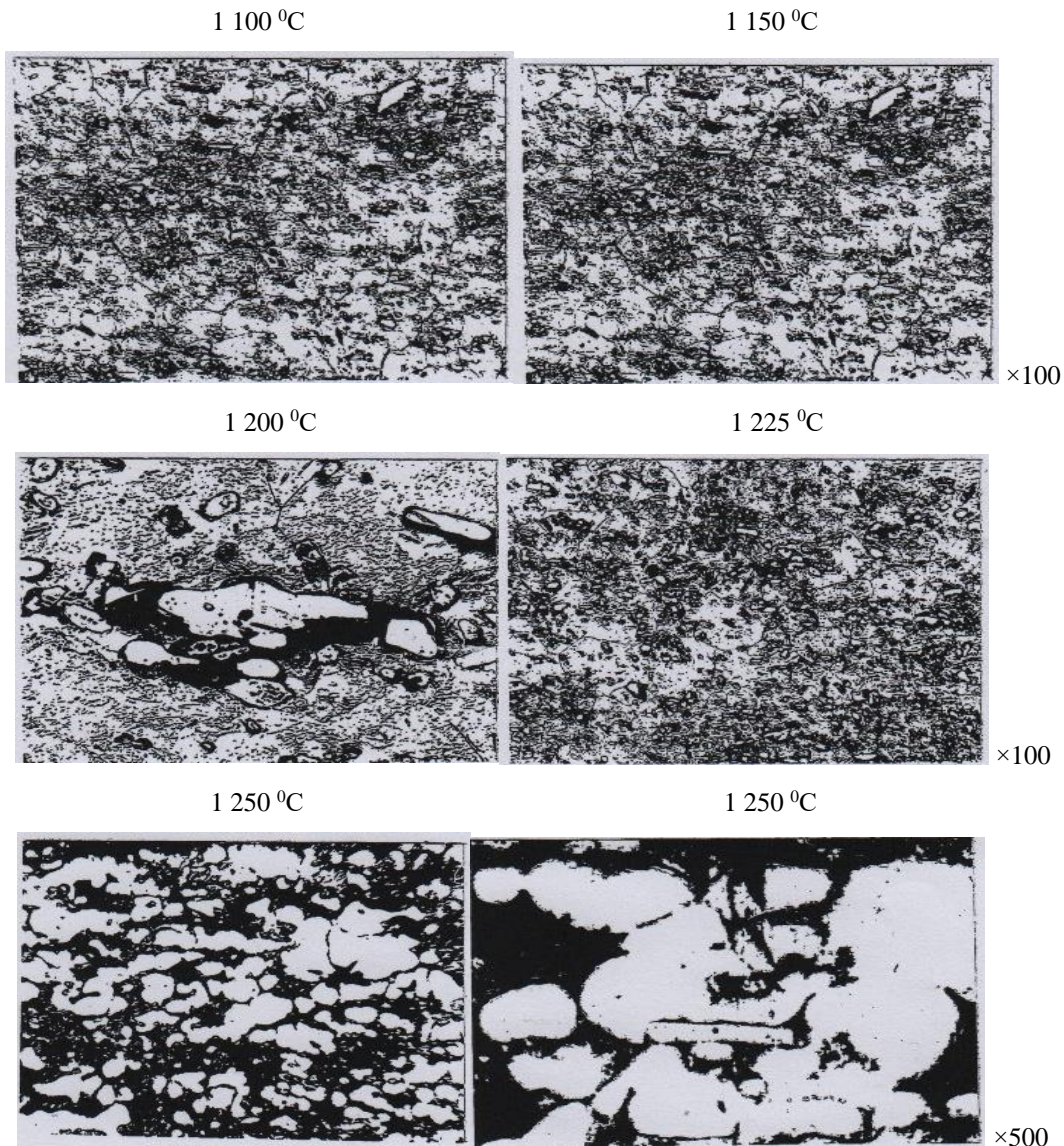


Рис. 6. Мікроструктура сталі 04X14T3P2Ф після загартування від температур 1 100–1 250 °С

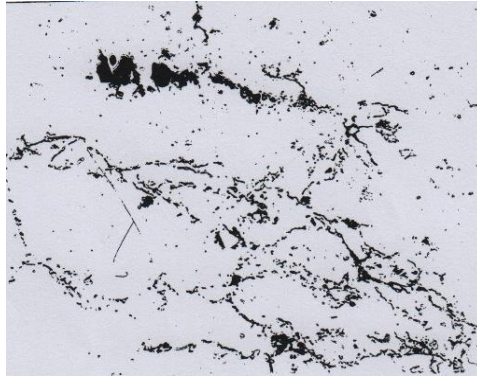


Рис. 7. Руйнування сталі 04X14T3P2Ф при прошиванні зразків за температури 1175 °С

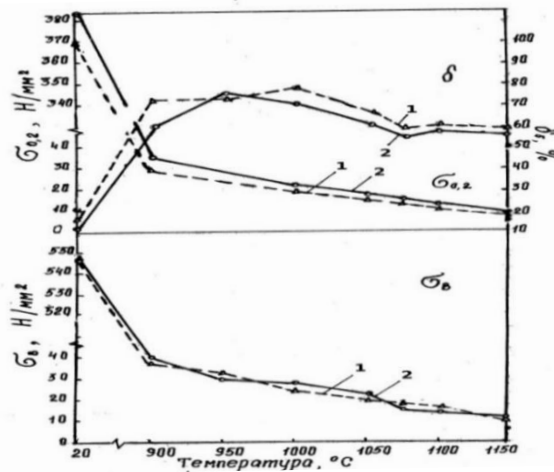


Рис. 8. Зміна механічних властивостей сталі 04X14T3P2Ф залежно від температури випробувань
1 – \varnothing 215 мм пл. 3280445; 2 – \varnothing 215 мм пл. 2980275

На рисунку 7 показано, що метал в процесі гарячої деформації в цьому температурному інтервалі руйнується по межах зерен у місцях плавлення боридної фази Cr-Fe-B.

Пластичність сталі за температур гарячої деформації оцінювали шляхом випробування металу заготовки скручуванням, а також розтягуванням зразків діаметром 4 мм в температурному інтервалі 900–1150 °С.

Рівень пластичних властивостей сталі 04X14T3P2Ф в гарячому стані досить високий, про що свідчать дані результатів як гарячого скручування, так і розтягування (рис. 8).

Виходячи з наведених даних, інтервал максимальної пластичності, в якому сталь повинна задовільно деформуватися, становить 1000–1050 °С.

Подальша прокатка заготовки $\varnothing = 215$ мм на розмір 325 × 12 мм і 288 × 11 мм в умовах Нікопольського заводу відбулась успішно,

що підтвердило правильність вибору температурного інтервалу деформації.

Висновки

1. Досліджено два способи виплавки трубних заготовок зі сталі 04X14T3P2Ф: вакуумно-індукційний переплав та вакуумно-індукційний з подальшим вакуумно-дуговим переплавом.

2. Оцінення макроструктури відповідно до ГОСТ 10243-75 показало наявність у плавці 3280445ВІ $\varnothing = 215$ мм точкової неоднорідності центральної пористості, чого не виявлено в плавці 2980275ВД.

3. Контроль неметалевих включень за шкалами ГОСТ 1778-80 (методи «К» і «Ш») показав забруднення металу заготовки оксидами, силікатами, шпінелями на рівні 1–3 балів.

4. Рентгеноструктурні дослідження фазового складу підтвердили, що основні фази в сталі – це ферит і бориди.

Ідентифікація рентгенівських ліній показала наявність у структурі великого вмісту боридів титану. Слід зазначити, що на рентгенограмі присутні лінії, близькі до ліній Ti–B, що, ймовірно, пов'язано з легуванням боридів Ti елементами, присутніми в сталі (Fe, Cr, V, Al).

5. Мікрорентгеноспектральний аналіз ідентифікував фази Ti–B та Cr–B–Fe. Проаналізовано наявність «чорної фази» в структурі сталі і встановлено, що вона містить елементи матриці, а саме Cr та Fe.

6. Дослідження пластичних властивостей сталі ЧС-82 випробуваннями на прошивання і гаряче скручування показало, що область температур максимальної пластичності перебуває в

широкому діапазоні (від 1 025 до 1 150 °С) за досить незначного опору деформації.

7. За гарячої деформації в температурному інтервалі 1 175 °С і вище спостерігалось руйнування металу по межах зерен у місцях плавлення боридної фази Cr–Fe–B.

8. Визначено температурний інтервал гарячої деформації сталі 04X14T3P2Ф (ЧС-82) ВІ та ВД. На підставі дослідження пластичних властивостей сталі ЧС-82 методами прошивання та гарячого скручування слід вважати оптимальним температурний інтервал гарячої деформації сталі ЧС-82 в діапазоні 1 000–1 050 °С, який також узгоджується з випробуваннями сталі за підвищених температур.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Чернов А. П. Перспективы развития ядерно-топливного комплекса в Украине. *Проблемы в атомной энергетике : тр.конф.* (14–19 июня). Алушта–Харьков, 1999. С. 3–5.
2. Красноруцкий В. С. Ядерный топливный цикл Украины. *Вопросы атомной науки и техники.* 2005. № 5. С. 66–69.
3. Поводження з ВЯП ректорів типу ВВЕР. UAtom: сайт з питань ядерної безпеки, радіаційного захисту та нерозповсюдження ядерної зброї. URL: <https://www.uatom.org/ru/ekspluatatsyya-shoyat-na-zaporozhskoj-aes>
4. Палеха В. А., Гетьман А. А. Бор. Свойства и применение в ядерной энергетике. *Литье и металлургия.* № 3. (86). 2017. С. 91–94.
5. Дзугутов М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. Москва : Металлургия, 1977. 479 с.
6. Вахрушева В. С., Дорахов А. И., Павлов А. А. Технологические особенности изготовления шестигранных труб из бористой стали для хранения отработанного ядерного топлива в бассейнах выдержки АЭС. *Вопросы атомной науки и техники. Серия: физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение.* Вып. № 1 (3). 1988. С. 35–42.

REFERENCES

1. Chernov A.P. *Perspektivu razvitiy yaderno- toplivnogo kompleksa v Ukraini* [Prospects for the development of the nuclear fuel complex in Ukraine]. *Problemi v atomnoy energetike : trydu konferenzii* [Problems in Nuclear Energy : Proceedings of the conference]. June 14–19, Alushta–Khar'kov, 1999, pp. 3–5. (in Russian).
2. Krasnoruzkiy V.S. *Yaderno-toplivnuy zukl Ukrainu* [Nuclear fuel cycle of Ukraine]. *Voprosu atomnoy nauki i tekhniki* [Issues of atomic science and technology]. Kharkov, 2005, no. 5, pp. 66–69. (in Russian).
3. *Povodzhennya z VYAP rektoriv typu VVER* [Handling of VNP of VVER-type reactors]. *UAtom : sayt z pytan' yadernoy bezpeky, radiatsiynoho zakhystu ta nerozpovsyudzhennya yadernoyi zbroyi* [Uatom : site on nuclear safety, radiation protection and non-proliferation of nuclear weapons]. URL: <https://www.uatom.org/ru/ekspluatatsyya-shoyat-na-zaporozhskoj-aes> (in Ukrainian).
4. Palekha V.A. and Getman A.A. *Bor. Svoystva i primenenie v yadernoy energetike* [Bor. Properties and applications in nuclear energy]. *Litie i metallurgiya* [Casting and Metallurgy]. 2017, no. 3 (86), pp. 91–94. (in Russian).
5. Dzugutov M.Ya. *Plasticheskay deformaziy vucokolegirovanukh staley i splavov* [Plastic deformation of high-alloy steels and alloys]. Moscow : Metallurgiya Publ., 1977, 479 p.(in Russian).
6. Vakhrusheva V.S., Dorochov A.I. and Pavlov A.A. *Technologicheskie osobennosti izgotovleniya shestigrannukh trub iz boristoy stali dlya khraneniya otrabotannogo yadernogo topliva v baseynakh vuderzhki AES* [Technological features of manufacturing hexagonal tubes made of boron steel for storing spent nuclear fuel in cooling pools of nuclear power plants]. *Voprosu atomnoy nauki i tekhniki. Seriya: Fizika radiazionnykh povrezhdeniy i radiacionnoe materialovedenie* [Issues of Atomic Science and Technology. Series : Physics of Radiation Damage and Radiation Materials Science]. 1988, no. 1 (3), pp. 35–42. (in Russian).

Надійшла до редакції: 03.04.2024.