

УДК 539.62

ВПЛИВ РОЗПЛАВІВ МІДІ ТА СВИНЦЮ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНИХ НЕРЖАВІЮЧИХ СТАЛЕЙ

О. В. Широков, В. В. Широков, Я. О. Шахбазов, О. І. Дацій

Українська академія друкарства,
вул. Підголоско, 19, Львів, 79020, Україна

Експериментально визначаються температурні інтервали окрихчення розплавами на основі міді та свинцю нержавіючих сталей високої міцності типу ВНС55. Для інтервалу температур 293...1350 К встановлюються числові значення характеристик міцності, пластичності й довговічності сталей у контакті з ними. Визначається оптимальний структурно-фазовий і хімічний склад сталей з позиції мінімізації окрихненої дії розплавів на основі міді, що стало підставою при розробці рекомендацій з виготовлення дослідних паяно-зварних тришарових стільникових конструкцій зі стільниковим наповнювачем зі сталі з 6 % об. δ-ферітита.

Ключові слова: нержавіючі сталі, свинець, мідь, паяно-зварні конструкції, стільникові конструкції.

Постановка проблеми. Сьогодні особливого значення набуває проблема забезпечення сумісності конструкційних матеріалів з металевими розплавами, оскільки за температур, близьких до температури плавлення і вище вони можуть, окрім корозії, призводити до суттєвого зниження пластичності твердих металів внаслідок рідкометалевого окрихнення (РМО), яке здебільшого може бути катастрофічним [1–4]. Її актуалізація зумовлена стійкою тенденцією в галузі використання як власне самих металевих розплавів, наприклад як теплоносіїв в ядерній енергетиці [5], так і паяно-зварних та паяних конструкцій в авіаракетобудуванні, суднобудуванні, цивільному і промислового будівництві та інших галузях промисловості. Особливе місце посідають сталеві паяно-зварні, які відзначаються високими жорсткістю, питомою міцністю, тепловіддачею, а також поєднанням у них різнорідних металів і сплавів та елементів складної конфігурації [6–10]. Технологія виготовлення їх передбачає застосування нагріву до високих температур та контактування твердих металів з металевими розплавами, наприклад, у процесі паяння та наступного з'єднання паяних елементів зварюванням [6, 11]. Сьогодні як конструкційні матеріали для них залишаються спеціальні нержавіючі сталі, зокрема, залізо-хром-нікелеві безвуглецеві типу ВНС55, що зумовлено вигідним співвідношенням міцності і пластичності, здатністю до роботи в широкому інтервалі температур в умовах впливу агресивних середовищ. Однак їх широке застосування можливе лише у випадку економного легування. Перспективним вважається зменшення кількості вартісного нікелю або часткового його заміщення марганцем [12–14]. Однак на сьогодні майже немає даних щодо впливу таких коректив на фізико-механічні властивості цих сталей, у контакті з металевими розплавами, структуру та фазовий склад металу, його технологічні властивості.

Мета статті. Встановити закономірності впливу температури, хімічного і фазового складу на фізико-механічні властивості нержавіючих сталей типу

ВНС55 та їх зварних з'єднань в умовах контакту з розплавами на основі міді і свинцю та розробити рекомендації з поліпшення їх службових і технологічних властивостей.

Об'єктом досліджень є безвуглецева (до 0,03 % мас. С) хромонікелева сталь електродугової виплавки з різним співвідношенням основних легуючих хрому (12,8...16,40%) та нікелю (2,60...8,07%) від 3,03 до 5,46, вмістом марганцю 4,45...4,90% і молібдену — 1,20...1,89%, і відповідним фазовим складом, зокрема, за вмістом δ -фериту — 1, 4, 6, 12%. об. Базовою була сталь ВНС55 з відносно низьким вмістом нікелю, легована для компенсації негативного впливу його зменшеної концентрації на властивості і структуру дешевим марганцем. Перед випробами метал піддавався стандартній термообробці: аустенізація при 1303 К протягом 0,5 год і наступний відпуск при 783К — 2 год (вихідний стан). Механічні випробовування проводилися на суцільних та зварних зразках малих розмірів [15], перерізом 3x0,6...1,2 мм. У випадку зварного шва взірці штампували так, щоб шов знаходився по їх центру перпендикулярно поздовжній осі. Випроби на короточасну міцність при 293...1473 К проводилися розтягом із постійною швидкістю 0,05 мм/с ($3,8 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$) на шестипозиційній установці радіального типу в середовищі спектрально чистого аргону [15–16]. Закономірності руйнування за циклічного деформування сталей чистим згином досліджували в пружно-пластичній області (малоциклова втома) з частотою 0,5 Гц [17]. Задану температуру забезпечував радіаційний нагрів з можливістю постійного контролю температурного режиму, а накладна камера забезпечувала збереження захисної атмосфери. Якість поверхні контролювалася за параметрами шорсткості, за допомогою модернізованого профілометра- профілографа «Калібр» 201 [18–20]. Модуль АЦП дає можливість отримувати результати з точністю вимірювання і перетворення 0,1%.

Виклад основного матеріалу дослідження. Для моделювання впливу металевих розплавів технологічного (паяння) та інших призначень проводилося лудження сталевих поверхонь припоєм ВпР2 та свинцем. Наносились мідний припій системи Cu-Mn-Ni, а саме ВпР-2 (Mn-22...26; Ni-5...6; Fe-0,8...1,2; Li-0,15...0,28% мас., Cu-решта), який самофлюсується, з температурою плавлення 1223 К та свинець (температура плавлення 593К) технічної чистоти (Ag-0,002; Cu-0,002; As-0,002; Sb-0,005; Sn-0,002 % мас., Pb-решта). Кількість домішок не перевищувала 0,52% мас. Нанесення мідного припою проводилося в спеціальній камері в атмосфері очищеного аргону (ГОСТ 10157-79) за режимом, що відповідає нагріву під гартування або аустенізацію. Свинцювання проводилося в камері за температури, яка відповідає температурі відпуску.

Зварні шви виконувалися на лудженому та нелудженому металі за допомогою аргонодугової автоматичної установки з вольфрамовим електродом. Швидкість провару 20 м/год, величина струму — 20 А. Вивчалися властивості зварних з'єднань металу виконаних без та після різних етапів і повної термообробок, як нелуджених, так і з нанесеним припоєм ВПР-2 у вихідному стані та

на різних етапах обробки й операцій. Наприклад, у деяких випадках операція відпалу, відпуску або лудження передувала операції зварки полос.

Металографічні дослідження проводили за допомогою мікроскопа МИМ-9, додатково оснащеного кінокамерою для фіксації та розрахунку кількісних параметрів мікроструктури і розподілу структурних складових згідно з можливостями програми Image-Pro Plus 3.0. Рентгенограми знімалися на дифрактометрі ДРОН-3 в Cu K_α — випроміненні з вихідних та після випробувань зразках. Стала ґратки вимірювалася з похибкою $\leq 0,2\%$ шляхом знаходження центру ваги лінії $|211|$ матриці α -заліза, записаної в дискретному режимі з кроком 0,05 і сумарним набором імпульсів у точці не менше 1000. Якісна оцінка рівня внутрішніх напружень у поверхневих шарах проводилася за результатами вимірів півширини лінії $|211|_\alpha$.

Мікрофрактографічний аналіз зламів зразків проводили на електронно-мікроскопі РЕМ-200. Електронно-мікроскопічні дослідження здійснювали за допомогою тонкої фольги в електронному мікроскопі ЭМВ-100ЛМ. Ідентифікацію фаз у сплавах проводили методом електронної дифракції за стандартними методиками.

Встановлено, що мікроструктура сталей із співвідношенням Cr/Ni (% мас.) в межах 2,03...5,46 після стандартної термообробки мартенситно-феритна з перевагою тієї чи іншої складової залежно від хімічного складу та вмістом δ -фериту в межах 1...12% об. відповідно. Результати рентгеноструктурного аналізу зразків усіх плавов та електронограми підтверджують результати оптичної мікроскопії, магнітометрії, та переконливо доводять відсутність рефлексів ГЦК-фази (аустеніту). Знайдено лінії і рефлекси, характерні лише для ОЦК-фази. Наприклад, вивчення тонкої структури сталі з $\text{Cr/Ni} = 3,12$ (пл. 1–1% об. δ -фериту) свідчить про переважно пластинчасту мартенситну складову та існування поряд з нею кристалів масивного мартенситу і незначної кількості фериту (рис. 1).

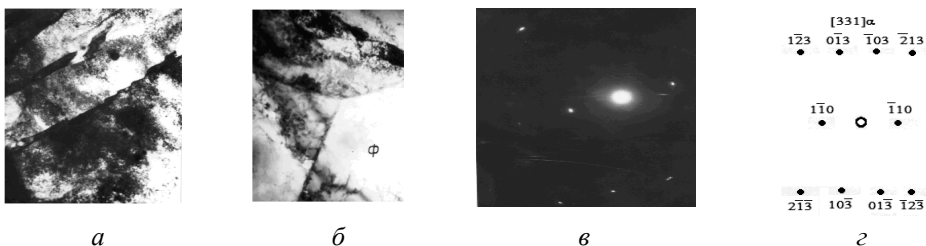


Рис. 1. Електронна структура ($\times 28500$) сталі з 1% об. δ -фериту у вихідному стані:

a — загальний вигляд; *б* — ділянка виділення феритних зерен (Φ)

в околі мартенситних кристалів; *в* — електронограма цієї ділянки з віссю $|001|_\alpha$ та відповідна *г* — розрахункова схема

Із збільшенням відношення Cr/Ni та відповідно кількості δ -фериту структура сталей після термообробки залишається переважно мартенситна, але за морфологією і дефектністю ця складова змінюється. Морфологія мар-

тенситу — рейкова, його пластини групуються в пакети з густиною дислокацій $\sim 10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Для сталі з 4% об. δ -фериту у структурі також характерна порівняно висока дефектність, про що свідчить розмиття рефлексів на електроннограмах. У структурі сталі, яка містить 12% об. δ -фериту встановлено два морфологічних типи: мартенситні кристали з високою густиною дефектів кристалічної будови та оточуючі їх зерна фериту, близькі за формою до полієдрів. Густина дислокацій у феритних зернах становить усього 10^{-8} см^{-2} .

Вплив температури на механічні властивості сталей типу ВНС з різним співвідношенням Ст/Ні (рис. 2) свідчить про його атермічний характер щодо межі міцності, з незначним плато в області 400...600 К. Для цієї області на діаграмах розтягу фіксується зубчатість, характерна у випадках реалізації процесу динамічного деформаційного старіння металів (ДДС). Надалі, з температурою відносно видовження суттєво зростає до 1173 К, досягає максимальних значень, спадає, після чого стабілізується і мало змінюється з підвищенням температури. У цьому температурному інтервалі максимальне відносне видовження характерне сталлям з проміжковими (4 і 6% об.) значеннями кількістю δ -фериту у структурі металу.

Випробування на обмежену малоциклову втому (МЦВ) шляхом чистого згину за заданої амплітуди деформацій рівній 2% визначили кількість циклів до руйнування взірців сталей у діапазоні 293...1323 К. До 400...500 К кількість циклів до руйнування зростає від 400 до більш ніж 1400, а надалі, з підвищенням температури до 1323 К опір руйнування суттєво знижується (до ~ 300 циклів). Збільшення кількості фериту підвищує опір руйнуванню (довговічності) до 400 К і практично не впливає вище 1300 К.

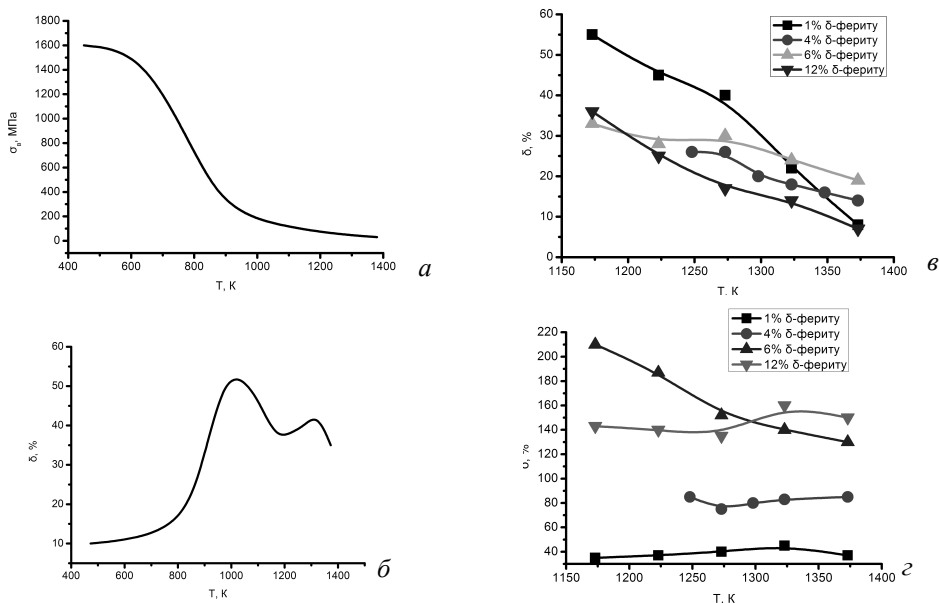


Рис. 2. Температурні залежності короткочасної межі міцності *a* та відносного видовження *б* сталі з 1% δ -фериту та деталізовані для всіх її складів у високотемпературній області випроб *в*, *г* (з 1% — 1; 4% — 2; 6% — 3 і 12% об. δ -фериту — 4)

Аналіз ходу кривих температурних залежностей відносного видовження (рис. 2, б) свідчить, що до 1000 К воно монотонно зростає, проте в області вищих температур характер кривих змінюється, появляються екстремуми. Комплексний розгляд отриманих температурних залежностей механічних властивостей та кривих деформування сталей розтягом (рис. 4) свідчить про їх нестабільність в інтервалах температур 300...600 К та в 1000...1173 К. У першому короткотривала межа міцності та відносне видовження практично не залежать від температури, а на кривих розтягу наявна зубчатість. У другому — різкий спад значень відносного видовження і міцності з відповідним переходом кривих температурних залежностей відносного видовження через максимум.

Згідно з теоріями ДДС з підвищенням температури можливе блокування дислокацій домішками втілення в процесі деформування або зміна механізмів пластичного деформування, що може приводити до появи перегинів на температурних залежностях характеристик міцності. Як правило, це відбувається за температур близьких до 0,5 від температури плавлення ($T_{пл}$) металу, вище якої опір пластичному деформуванню контролюється дифузійними процесами.

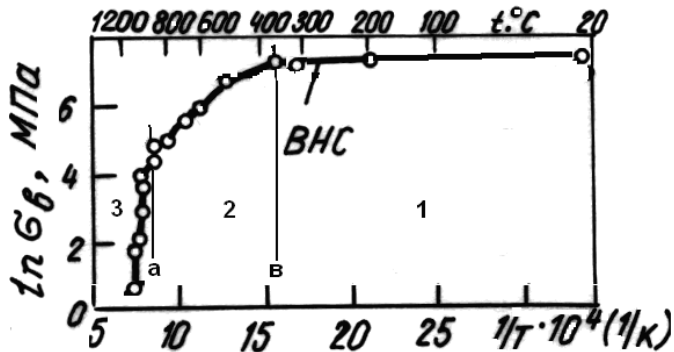


Рис. 3. Типові для сталей типу ВНС 55 температурні залежності:

а, в — лінії, що вказують температуру перегинів;

I, II, III — відрізки кривих між перегинами

На залежностях $\ln \sigma_v = (1/T)$ для сталей ВНС з різним співвідношенням Cr/Ni (рис. 5) виявлено два перегини. Приймаючи, що $b=Q/R$, де Q — має зміст енергії активації процесу пластичного деформування, а R стала Рідберга, на лінійних відрізках кривих (рис. 3) визначався коефіцієнт β (МПа/К⁻¹), який становить на I відрізку $0,0589 \cdot 10^{-3}$; II — $4,8135 \cdot 10^{-3}$ і на III — $44,3233 \cdot 10^{-3}$. Термоактиваційний аналіз, що ґрунтується на порівнянні коефіцієнтів b свідчить, що у високотемпературних областях енергія активації процесів, які контролюють опір деформуванню, на порядок вища, ніж у низькотемпературних, та близька до енергії активації самодифузії основи сплавів, у нашому випадку — заліза, що перебуває у відповідності з більшістю відомих теорій жароміцності.

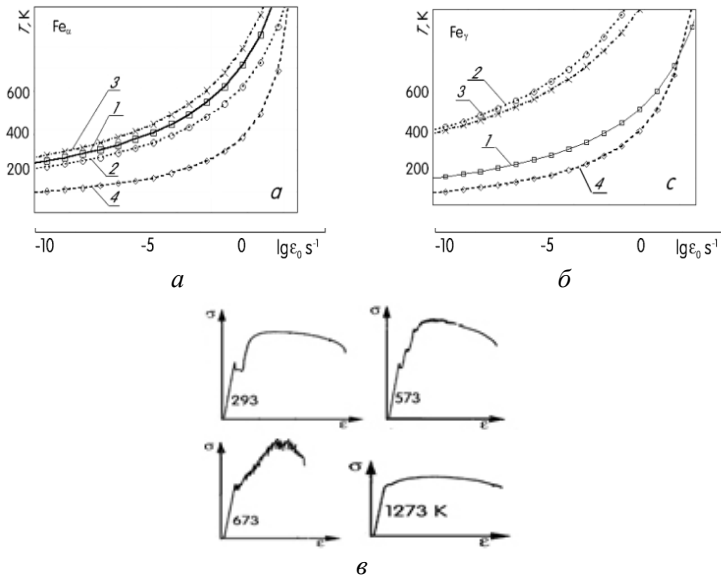


Рис. 4. Залежність температури прояву ДДС для Fe_{α} а і Fe_{γ} б від швидкості деформації та типові діаграми розтягу в сталей типу ВНС55 за різних температур: 1 — вуглець; 2 — азот; 3 — кисень; 4 — водень

За нижчих температур, в інтервалі 300...600 К, за заданої швидкості (5×10^{-3} сек⁻¹) деформування розтягом, нестабільність механічних властивостей сталей, згідно з розрахунками можлива, як наслідок динамічного блокування дислокацій атомами втілення. Розрахунок, проведений згідно з формулою, яка пов'язує швидкість деформації ($\dot{\epsilon}$) металу і дифузії (D) домішок втілення та густину дислокацій (ρ) залежністю $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-2} \cdot D \cdot \rho$, звідки випливає, що $T = Q / R \lg e(-2 + \lg 2 + \lg D_0 + \lg \dot{\epsilon} + \lg \rho)^{-1}$, де D_0 — передекспоненціальний фактор свідчить, що для заліза не залежно від модифікації ними можуть бути вуглець, кисень і азот. Експериментально для ряду ОЦК металів підтверджено авторами [22].

Так, температура (T) максимального впливу домішки на міцність для кожного металу індивідуальна і через D залежить від її природи; Q — енергія активації процесу дифузії. У табл. 1 наведено результати розрахунків температури максимальної взаємодії та вихідні дані.

Таблиця 1

Розраховані температурні інтервали ДДС за швидкості деформування металу 5×10^{-3} сек⁻¹ при зміні густини дислокацій ρ від 10^8 1/см² до 10^{11} 1/см²

Метал	Температурний інтервал, К			
	Вуглець	Кисень	Азот	Водень
Fe_{α}	450...560	500...620	390...480	160...195
Fe_{γ}	360...460	710...840	755...910	250...320

Встановлено, що різниця між границею плинності металу покритого розплавом і не покритого, не перевищує 2...5%, що перебуває в межах похибки

при визначенні цих властивостей і є характерною за адсорбційної дії середовища та явища рідкометалевого окрихнення зумовленого ним. Крім цього, порівняно з межею плинності чутливішою до впливу розплавів виявилися межа короткотривалої міцності і значно більшою мірою, відносно видовження та опір мало циклової втоми. Отож, в основному, фіксувалися зміни цих характеристик.

Аналіз даних свідчить про зміни відносного видовження (рис. 6) сталей під впливом припоїв у двох температурних інтервалах: відносно низькотемпературному 400–700 К і високотемпературному 1200–1400 К. У першому випадку — незначні та суттєві — у другому. Згідно з рис. 6 у першому температурному діапазоні (400...700 К) свинець майже не впливає на відносне видовження як у твердому стані, так і в розплавленому ($T_{\text{пл}} = 593$ К), а мідний припій (у твердому стані) на 2..3% її знижує. З підвищенням температури випробувань відбувається різке зниження пластичності металу не зважаючи на природу покриття. Відносне видовження зменшується до 1..2% (при 1200...1275 К). За цих температур свинцевий і мідний припої перебувають у рідкому стані. Надалі з нагрівом відносне видовження зростає та стабілізується на рівні, який залежить від хімічного складу сталей.

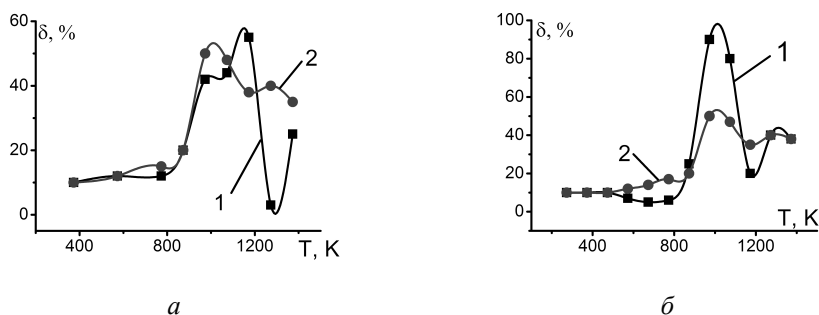


Рис. 5. Температурні залежності відносного видовження сталі (з 1% δ -фериту) лудженою міддю *а* та свинцем з *б*:

1 — лудженою і 2 — нелудженою поверхнями

Оскільки перша область збігається з такою для прояву ДДС, а зміни під впливом припоїв незначні, то наступні дослідження проводилися детально в останньому високотемпературному діапазоні. Відповідно до того, що температура плавлення свинцю 593 К, а температура максимального окрихнення під його дією та дією мідного припою відповідає такій, за якої плинність свинцю максимальна і фіксація його на поверхні ускладнена, подальше вивчення виконувалося на зразках, покритих ВПр2.

Вплив розплавів з температурою на відносне видовження сталей корелює з таким щодо кількості циклів до руйнування за чистого згину (рис. 6). За температур максимального впливу рідкого металу опір втоми катастрофічно спадає і руйнування може відбуватися вже на етапі першого циклу. Кількісна оцінка впливу контактної взаємодії з міддю на механічні властивості нержавіючих сталей у високотемпературній області свідчить, що температура максимального

його прояву та рівень, до якого знижується відносне видовження неоднозначно залежать від хімічного складу сталі, зокрема, вмісту δ -фериту (рис. 6–7). Для оцінки впливу середовищ на механічні властивості сталей уведено відповідний коефіцієнт K з індексом, тотожним відповідній характеристиці.

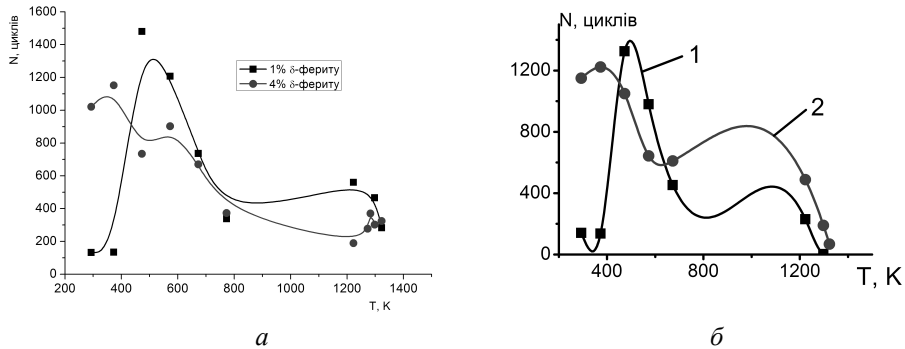


Рис. 6. Температурна залежність кількості циклів до руйнування N_u сталей з 1% (1) і 4% (2) δ -фериту без a та з мідним припоєм на поверхні b

Коефіцієнт K визначається як відношення значень властивостей металу, отриманих у середовищі чи контакті з ним до таких же у вихідному стані при температурі порівняння.

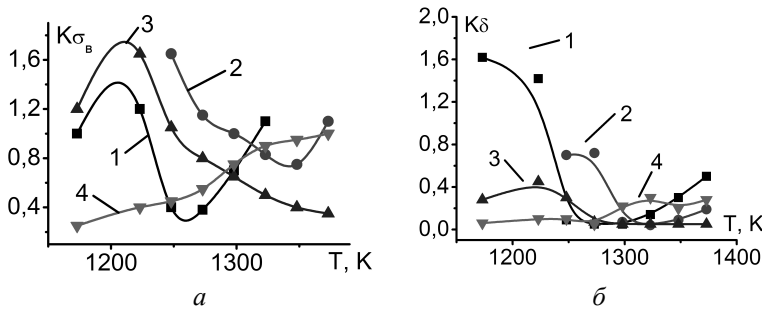


Рис. 7. Залежність коефіцієнта впливу середовища (припою) на границю міцності a та відносного видовження K_δ b від температури у високотемпературній області випробувань для сталей з різним вмістом δ -фериту (% об.): 1% — 1, 4% — 2, 6% — 3 і 12% — 4

Застосування коефіцієнта K дає можливість порівнювати отримані результати з літературними даними для інших систем розплав-твердий метал, де він широко застосовується [23–24]. За значень $K > 1$ значення характеристики для металу з припоєм на поверхні вищі, ніж без припою, при $K < 1$ — менші.

Велика кількість розвинених слідів ковзання деформаційних блоків свідчить про повзучість сталі у процесі руйнування. Огранювання пластичних утворень вказує на те, що інтенсивна пластична плинність відбувається переважно біля границь зерен. У випадку часткового покриття поверхні зламу розплавом, встановлено ознаки міжзеренного руйнування при малих граничних деформаціях. Злами свідчать про крихке за характером руйнування металу (рис. 8 z, d).

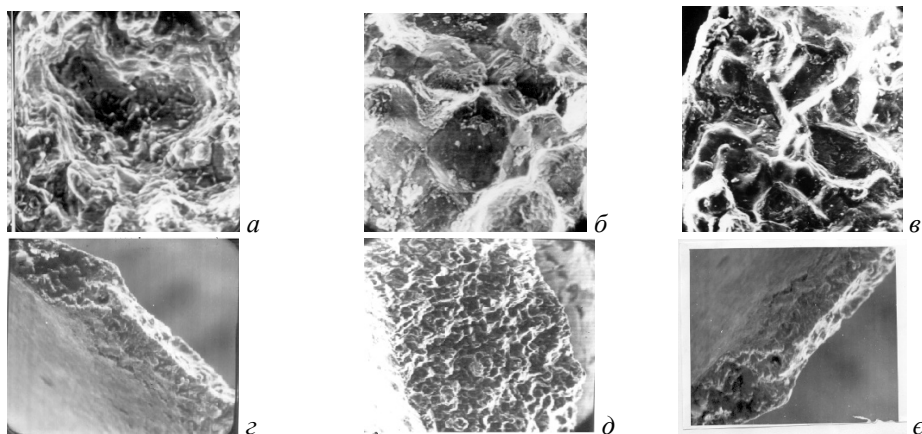


Рис. 8. Фрактограми поверхонь зламу лужених зразків сталей плавок 1 *a* і 2 зруйнованих за температур:
a — 1223 К (x1100); *б* — 1373 К (1100°С) (x1100); *в* — 1348 К (1075°С) (x750)
та зображення характерних зламів за малих граничних деформацій *г*, *д*, *е* (x200)

Встановлено, що для переважної більшості зразків, випробуваних вище температури 1223 К, характерне проникнення розплаву по границях зерен (рис. 10, *a*). Проте пояснити окрихчення виключно його міжкристалітним проникненням не можна, оскільки здебільшого воно має місце, а окрихчення відсутнє. Зокрема, для сталі з 1% δ -фериту, окрихчення спостерігається за температур вищих 1248 К, а проникнення з 1223 К. Для сталі з 4% δ -фериту окрихчення починається при 1298 К. Слід зауважити, що коли під дією розплаву зразки руйнуються в'язко, то тріщини відсутні, якщо ж вони утворюються, то проникають углиб металу значно далі, ніж розплав по границях зерен. Останнє характерне для всіх зразків, які руйнувалися крихко (рис. 10, *б*). Такі тріщини в усіх випадках заповнені розплавом, який поширюється, переважно, по границях аустенітних зерен. Тріщини утворюються як поблизу зони руйнування, так і на віддалі від неї, майже по всій робочій частині зразків (рис. 9, *в*). Металографічні дослідження корелюють з результатами фрактографічного аналізу і підтверджують висновок про міжкристалітний тип руйнування при окрихченні сталей (рис. 9, *г*, *д*).

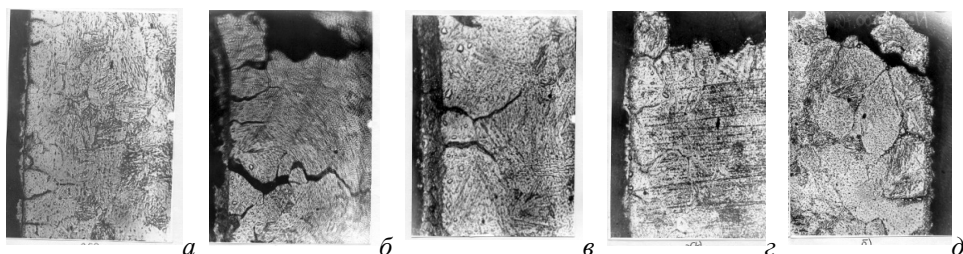


Рис. 9. Утворення мікротріщин на віддалі від зони руйнування сталей з 1% δ -фериту при температурі випробувань 1348 К *a* і з 1% δ -фериту — при 1373 К *в* з припоєм на поверхні та утворення міжкристалітних тріщин в області зон руйнування для з 1% δ -фериту при 1373 К *б*; з 4% δ -фериту при 1348 К *г* і 1373 К *д* (випробовування розтягом); *a*, *б* — x250, *в*–*д* — x500

Відмінною особливістю даних випробувань МЦВ порівняно з розтягом є те, що зміна механічних властивостей спостерігається за температур нижчих T_{nl} ВПР2. Цей ефект підтверджується і даними металографічного аналізу. Після випробувань при температурі 473 К під дією припою з поверхні металу утворюються перпендикулярні до неї тріщини (рис.10, *a, б*). З підвищенням температури такі тріщини можливі і за статичного розтягу в аргоні, проте їх густина на зразках з припоєм на порядок більша (рис. 10, *в, з*). За температури початку плавлення припою 1223 К характер тріщин різко змінюється. Вони стають хвилястими і розповсюджуються інтеркристалітно (рис. 10, *д*). Такий вигляд тріщини мають за всіх наступних температур випробувань (рис. 10). Він свідчить про те, що за тривалої взаємодії зі сталлю розплав припою ВПР2 проявляє не лише адсорбційну, а й частково корозійну дію.

Експериментальні результати випробувань статичним розтягом, опір циклічному згину, характер руйнування свідчать про неоднозначну їх залежність від кількості δ -фериту в сталях.

Оскільки в температурному інтервалі 1198...1348 К спостерігається різке зниження пластичності сталей ВНС, покритих припоєм на основі міді, для його пояснення було проведено дослідження структури від макро- і мікрорівня до тонкої структури, спеціально фіксованої за цих температур. Для цього використовувалися зразки сталі з різним співвідношенням основних легуючих елементів. Зокрема, для сталі з 4% δ -фериту характерна переважно мартенситна структура, а сталь плавки 4 — феритна. Зразки, після стандартної термообробки, нагрівали до температур 1198, 1273 і 1348 К та витримували протягом 15 хв після чого гартували у воді.

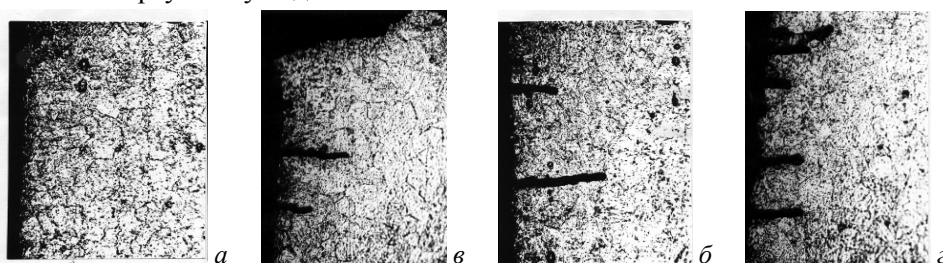


Рис. 10. Утворення тріщин при випробуваннях чистим згином на сталі з 4% -фериту при 473 К без *a* та з припоєм *б* на поверхні, при 673 К без *в* і з припоєм *з* і сталі з 1% δ -фериту при 1223 К з на поверхні (х500)

У зразках сталі з 4% δ -фериту, загартованих після нагріву до 1198 і 1273 К, зафіксовано мартенситні кристалів (табл. 4) з високою густиною дефектів та велика кількість дрібних феритних виділень. Це свідчить про те, що в процесі нагріву відбувається зворотне $\alpha \rightarrow \gamma$ — перетворення, оскільки мартенсит є продуктом розпаду аустеніту після гартування. Зворотній перехід мартенсит—аустеніт завершується при температурах нижчих за 1198 К, оскільки структурний стан металу, гартованого з 1198 і 1273 К — ідентичний. В обох випадках гартування проводилося з одно-фазної γ -області. Принципово інша картина спостерігається при нагріві під гартування сталі з 12% α -фериту.

Зміна вихідної ферито-мартенситної структури полягає у збільшенні об'єму феритних зерен, які оточують вихідні мартенситні ділянки (табл. 2). Самі ж мартенситні ділянки втрачають свою пластинчастість і перетворюються в зерна α -фериту (табл. 3). Дефектність структури цих двох типів фериту значно відрізняється. Густина дислокацій у α -фериті значно вища, ніж у вихідних його зернах. Дефектність структури цих двох типів фериту значно відрізняється. Густина дислокацій в α -фериті значно вища, ніж у вихідних його зернах.

Це зумовлено частковим усадкуванням ним дислокаційної структури мартенситу. Поряд з двома типами фериту трапляються ділянки тонко-пластинчатого, новоутвореного мартенситу. Він виникає внаслідок часткового перетворення ферит \rightarrow аустеніт і наступного гартування. Частка мартенситних ділянок зростає з підвищенням температури нагріву.

За всіх варіантів обробки сталі з 4% δ -фериту та в загартованій від 1198 і 1273 К сталі з 12% δ -фериту фіксуються лише рефлекси ОЦК-фази (фериту або мартенситу). Лише після гартування від 1348 К в останній з них знайдено слабкі рефлекси аустеніту. Очевидно вони пов'язані з неповним перетворенням аустеніту в мартенсит. Це підтверджується тим, що ділянок вільного, не перетвореного аустеніту, при електронномікроскопічних дослідженнях, не знайдено.

Таблиця 2

Тонка структура ($\times 19000$) сталей з 1% δ -фериту і 12% загартованих від температур окрихчення міддю та їх типові електронограми (вісь $[111]_a$)

Структурна складова	Т-ра гарту, плавка №			
	1198 К, 4%	1198 К, 12%	1273 К, 12%	1348 К, 12%
Феритна				
Мартенситна				

Рентгенівські дослідження застосовувалися для встановлення можливого перерозподілу компонентів сталі та припою і як наслідок, відповідних змін фазового складу у приповерхневих шарах. Рентгенограми знімалися на дифрактометрі ДРОН-3 в Cu K_α — випроміненні з вихідних та випробуваних (статичним розтягом та на МЦВ) в діапазоні 293...1373 К, зразках. Рентгенівським фазовим аналізом встановлено, що у вихідному стані метал незалежно від плавки — одно-

фазний. Після нанесення припою в приповерхневих шарах металу крім α -фази утворюється фаза γ -Fe і фіксується мідь. В області кутів дифракції 40...46 на дифрактограмах спостерігаються відбиття з міжплощинними відстанями, які відповідають лініям $|111|_{\alpha}$ γ -Fe і $|111|_{\alpha}$ Cu. У процесі відносно тривалих циклічних випробовувань в області високих температур кількість γ -фази збільшується, так при температурі випробувань 1223 K і вище для сталі 1% практично увесь поверхневий шар складається з γ -заліза і міді. Лінія $|110|_{\alpha}$ α -Fe матриці повністю зникає. Аналогічна картина спостерігається для 1% δ -фериту при температурі 773 K, за якої α -фаза не фіксується.

Збільшення кількості γ -заліза в поверхневих шарах зразків, яке чітко фіксується після високотемпературних випробувань на МЦВ, очевидно пов'язане з перерозподілом компонентів твердого металу і припою, які відіграють роль стабілізаторів аустеніту.

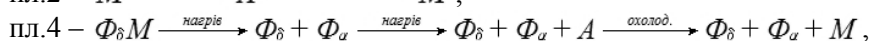
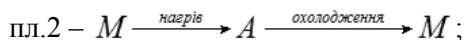
Аналіз параметра ґратки матриці і рівня внутрішніх напружень не надав закономірностей, які б пов'язували їх з температурою і часом випробувань на МЦВ. Монотонне збільшення $\beta_{[211]}$ для зразків з припоєм обох плавок, очевидно пов'язане зі збільшенням долі γ -складової у поверхневих шарах і відповідними напруженнями [27].

Таблиця 3

Зміни сталі ґратки і ширини лінії $|110|_{\alpha}$ після випробувань на МЦВ сталей з 1% і 4% δ -фериту

Т,К	Стан поверхні	Стала ґратки, А		Ширина лінії, 10^3 рад.	
		1%	4%	1%	4%
293	без припою	2,8789	2,8788	10,2	11,5
373	без припою	2,8761	2,8751	9,2	8,3
473	без припою	—	2,8739	—	10,0
673	без припою	—	2,8746	—	9,9
773	без припою	—	2,8739	—	9,6
1223	без припою	2,8740	—	11,0	—
1273	без припою	2,8748	—	12,8	—
1323	без припою	2,8733	—	9,2	—
373	припой ВПР2	2,8777	2,8732	11,6	6,5
473	припой ВПР2	—	2,8750	—	12,8
573	припой ВПР2	—	2,8736	—	—
1223	припой ВПР2	2,8800	—	12,4	—
1273	припой ВПР2	2,8775	—	15,3	13,1

Результати електронно-мікроскопічних, електронно-структурних та рентгеноструктурних досліджень дозволили встановити відповідну схему фазових перетворень у сталях. Зокрема, схема фазових перетворень у сталях з 1% і 4% δ -фериту під час нагріву й охолодження така:



де М — мартенсит, А — аустеніт, Φ — ферит.

Залежність між фазовим, хімічним складом та температурними інтервалами окрихчення і максимального прояву цього ефекту не виявлено. Проте встановлено, що при мінімальному і максимальному вмістах δ -фериту (1 і 12% об.) окрихчення відбувається при дещо нижчих температурах, ніж при проміжкових його концентраціях — 4...6% об. (рис. 11). У першому випадку δ -фериту у структурі майже немає, за винятком окремих ділянок у мартенситних колоніях; а в останньому він наявний у вигляді окремих зерен. За проміжкових концентрацій δ -ферит виділяється тонкими прошарками з дрібних зерен по границях мартенситних колоній або аустенітних зерен, які зафіксовані після гартування металу у воді від температур окрихчення.

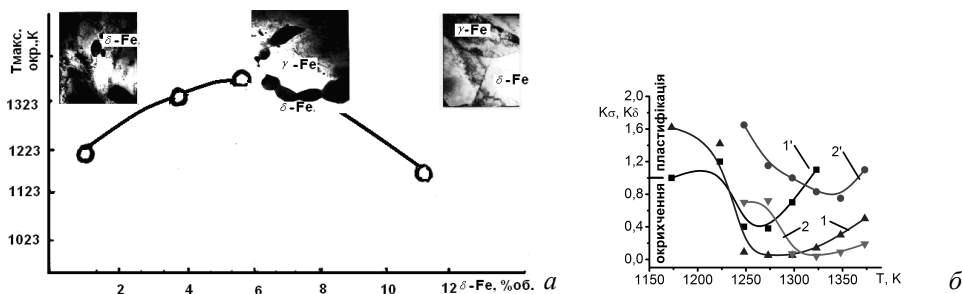


Рис. 11. Вплив об'ємного вмісту δ -фериту на температуру максимального окрихчення сталей типу ВНС та схеми його розподілу *a*, приклад *б* температурних залежностей коефіцієнтів відносного впливу середовища на відносне видовження сталей з 1 (1) і 4% об. (2) δ -фериту та границю міцності — 1', 2' відповідно (на врізці залежність температури максимального окрихчення від вмісту δ -фериту в металі)

Це важливий факт для пояснення залежності впливу хімічного і фазового складу на опірність окрихчувальній дії рідкого металу. До уваги слід узяти, що взаємодія між міддю і аустенітом, міддю і феритом суттєво різняться. Останній практично нею не змочується [25–26]. Отже, для сталей з мінімальним вмістом фериту, який міститься в зернах аустеніту, доступ до них міді нічим не обмежений. Із збільшенням кількості δ -фериту до 4...6% та його виділення навколо аустенітних зерен по їх границях, аж до ізоляції одного від другого – змочуваність металу має визначатися здатністю до змочуваності міддю δ -фериту. Тобто буде меншою, а отже і вплив на механічні властивості розплаву буде менший. За співвідношення $\text{Cr/Ni} = 5,46$ в досліджених сталях досягнуто максимального вмісту фериту — 12% об. Проте експериментальні дані свідчать про те, що підвищення пластичності не зросло як очікувалось, а навпаки, знизилося. Встановлено, що в останньому випадку морфологія і місця концентрації феритної складової змінилися. Кількість феритної складової зросла, але ферит почав виділятися у формі окремих великих зерен, співмірних із зернами виділень γ -фази. Відповідно

протяжність співдотичних границь зерен між фазами різко зменшилася порівняно з попереднім випадком. А відтак, очевидно і змочуваність металу зросла, що впливає негативно на пластичні характеристики. Враховуючи різницю механічних властивостей γ -фази і δ -фериту, за проміжкових концентрацій останнього слід очікувати його більшу релаксуючу здатність. За мінімальних і максимальних концентрацій δ -фериту поверхневі тріщини, розвиваючись углиб, мають більшу ймовірність для низькоенергетичного міжзеренного проходження. Вищезазначене дає можливість мінімізувати негативний вплив розплаву на властивості сталей, якщо контролювати кількість δ -фериту, яка своєю чергою, залежить від співвідношення концентрацій основних легуючих елементів-хрому і нікелю (рис. 12).

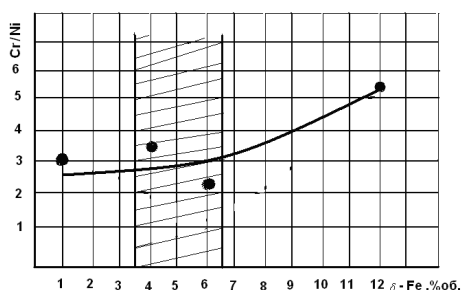


Рис. 12. Вплив співвідношення Cr /Ni на кількість δ -фериту у сталях.
Зону оптимального вмісту заштриховано

Можливість мінімізації високотемпературного окрихчування сталей типу ВНС55 металевими розплавами шляхом регулювання співвідношення Cr/Ni та досягнення відповідної кількості δ -фериту, який повинен мати специфічний розподіл — навколо зерен з домінуючою аустенітною складовою підтверджено як на суцільних зразках, так і на зварних (рис. 13). Не залежно від структурно-фазового і хімічного складу та товщини останні руйнуються по основному металу або зоні термічного впливу. Кількісно опір руйнуванню не залежить від етапу, на якому проводиться лудження (табл. 2; рис. 13, б).

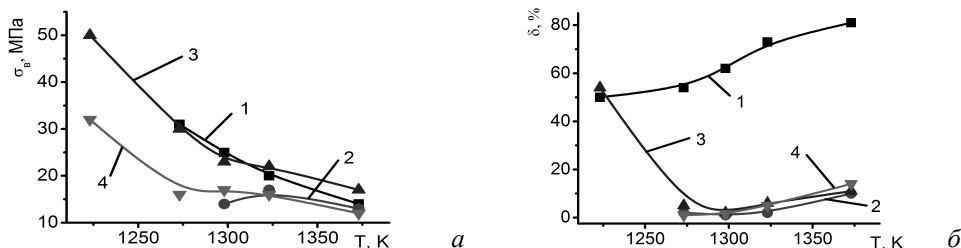


Рис. 13. Температурні залежності межі міцності *а* і відносного видовження *б* сталей ВНС з 1% і 4% δ -фериту: позначення експериментальних точок
1 — без припою, решта з припоєм, нанесеним на різних етапах, а саме:
2 — 2-ВПр2 +5100С (2 год) + ААрДЕС (товщина 0,6 мм);
3 — ВПр2 +5100С (2 год) + ААрДЕС (товщина 1,2 мм);
4 — 10300С + 5100С (2 год) + ААрДЕС +ВПр2 + 5100С (2 год) (0,6 мм);
5 — ВПр2 +5100С (2 год) + ААрДЕС (з 1% δ -фериту, товщина 1,2 мм)

Як і у випадку суцільного металу мідь проникає в тріщини в зонах перед руйнування і руйнування (рис. 14). Мінімально окричується метал з вмістом δ -фериту, який відповідає заштрихованій зоні на рис. 12.

На основі аналізу результатів випробувань суцільного і зварного металу, вивчення еволюції структурно-фазових складових у температурній області окрихчувальної дії розплаву міді, для її мінімізації для реальних паяно-зварних виробів запропоновано використовувати сталі типу ВНС55 із вмістом δ -фериту в межах 4...6%. Дослідно-промисловою перевіркою в процесі виготовлення трьохшарового за конструкцією коміркового елемента зі сталі з 6% δ -фериту (рис. 15) було встановлено відсутність тріщиноподібних дефектів після процесу паяння та наступного зварювання на всіх ділянках та характеристичних зонах коміркового елемента підвищеної жорсткості.

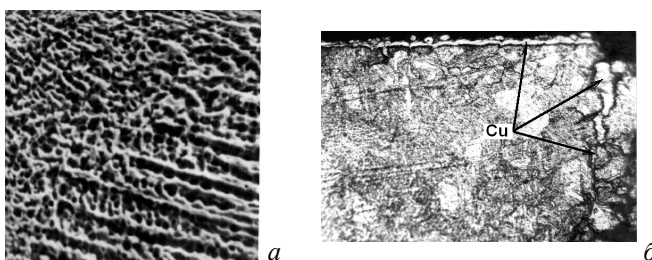


Рис. 14. Фрагмент валика зварного шва *a* та інтеркристалітне *б* розповсюдження тріщини в зоні термічного впливу (x500) (сталі з 1% δ -фериту). Температура випроб — 950°C. Деформація після руйнування — 4%

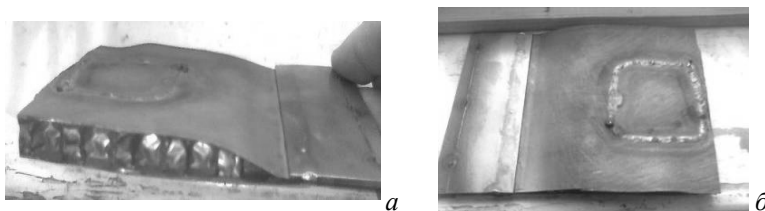


Рис. 15. Фрагмент тришарового коміркового елемента зі сталі оптимального складу: *a* — вигляд сталевого комірковго наповнювача зі слідами мідного припою; *б* — провар несучого елемента спаяного із наповнювачем

Висновки. У температурному інтервалі 293...1350 К вивчено опір деформуванню розтягом сталей типу ВНС55 та виявлено вплив співвідношення легуючих Сг/Ni і відповідного вмісту δ -фериту на їх механічні характеристики. Встановлено, що сталі цього типу вище 1173 К можуть окричуватися розплавами на основах міді і свинцю за формування розтягом та випробувань на малоциклову втому. Виявлено неоднозначний вплив вмісту δ -фериту на окрихчувальну здатність розплавів. Встановлено, що при мінімальному і максимальному вмістах δ -фериту (1 і 12% об.) окрихчення відбувається при дещо нижчих температурах, ніж при проміжкових його концентраціях — 4...6% об. У першому випадку δ -фериту у структурі практично відсутній, за винятком окремих виділень у мартенситних колоніях; а в останньому він наявний у вигляді окремих зерен.

За проміжкових концентрацій дрібнозернистий δ -ферит окантовує границі мартенситних колоній або аустенітних зерен та обмежує доступ розплавів до них. Визначено оптимальний структурно-фазовий та хімічний склад сталей з позиції мінімізації окрихчувальної дії розплаву на основі міді.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Сумм Б. Д. Создатель современной коллоидной химии (К 100-летию со дня рождения П. А. Ребиндера) / Б. Д. Сумм // Вестн. Российской АН. — 1998. — Т. 68, № 9. — С. 836–848.
2. Кадмар М. Х. Жидкометаллическое охрупчивание / М. Х. Кадмар // Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов. — М. : Metallurgia, 1988. — С. 333–420.
3. Лихтман В. И. Физико-химическая механика металлов / В. И. Лихтман, В. И. Щукин, П. А. Ребиндер. — М. : Изд. АН СССР, 1962. — 303 с.
4. Широков О. В. Аналіз закономірностей рідкометалевого окрихчення металів / О. В. Широков, Я. О. Шахбазов // Поліграфія і видавнича справа : наук.-техн. зб. — Львів : Укр. акад. друкарства, 2011. — № 4 (56). — С. 145–157.
5. Перспективи енергозабезпечення України в контексті світових тенденцій : моногр. / за заг. наук. ред. А. Шевцова. — Д. : РФ НІСД, 2008. — 208 с.
6. Панин В. Ф. Конструкции с заполнителем : справ. / В. Ф. Панин, Ю. А. Гладков. — М. : Машиностроение, 1991. — 265 с.
7. Сливинский В. И. Сотовые заполнители. Классификация, применение, расчет физико-механических характеристик. Обзор. / В. И. Сливинский, В. В. Пергат, Г. В. Ткаченко — К. : ЦНТИ «Поиск», 1990. — 43 с.
8. Берсудский В. Е. Производство сотовых конструкций / В. Е. Берсудский, В. Н. Крысин, С. М. Лесных. — М. : Машиностроение, 1975. — 296 с.
9. Сотовые конструкции в ракетно-космической технике России и Украины / В. И. Сливинский, М. В. Сливинский, Ю. Г. Артеменко, С. В. Телегин // Междунар. конф. «Передовые космические технологии на благо человечества»: тезисы докл. — Днепропетровск, 2007. — С. 52.
10. Сидоренко С. А. Слоистые конструкции в машиностроении / С. А. Сидоренко // Вестн. СевКавГТУ. Естественно-научная серия. Машиностроение. — 2006. — Вып. №1. — С. 6–11.
11. Максимова С. В. Аморфные припои для пайки нержавеющей стали и титана и структура паяных соединений. Адгезия расплавов и пайка материалов / С. В. Максимова. — 2007. — Вып. 40. — С. 70–81.
12. Коррозионностойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы : справ. изд. / А. П. Шлямнев и др. — М. : ИНТЕРМЕТ Инжиниринг, 2000. — 232 с.
13. Нержавеющие стали / Ф. Ф. Химушин. — М. : Metallurgia, 1967. — 800 с.
14. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. — М. : Metallurgia, 1985. — 408 с.
15. Максимович Г. Г. Микромеханические исследования свойств металлов и сплавов / Г. Г. Максимович. — К. : Наук. думка, 1974. — 241 с.
16. Прочность деформируемых металлов / Под ред. Г. Г. Максимовича. — К. : Наук. думка, 1976. — 270 с.
17. Микромашинные для испытания материалов на малоцикловую усталость методом чистого изгиба / Максимович Г. Г., Савчин Б. М., Кудлак С. М., Лютый Е. М. — Львов, 1977. — (Препринт /АН УССР, Физ.-мех. ин-т; № 6).

18. Профилограф-профилометр. Модель 201 : Описание и руководство по пользованию // Главинструмент. Московский инструментальный завод «Калибр». — М., 1970. — 38 с.
19. Аналіз принципів схем пристроїв для контролю мікрогеометрії поверхні: матер. Восьмої щорічної між. Промышленной конф. «Эффективность реализации научного, ресурсного и пром. потенциала в современных условиях» 11–15 февраля 2008 г., п. Славское, Карпаты / Я. М. Кусий, В. Г. Топільницький, О. В. Широков. — С. 210–212.
20. Широков О. В. Застосування модуля SDI-ADC-16-32 для дослідження параметрів шорсткості поверхонь деталей після тертя / О. В. Широков, Я. О. Шахбазов // Наук.-техн. конф. проф.-викл. складу, наук. прац. і асп., 1–4 лютого 2011 р., УАД: тези доп. — Львів, 2011 р. — С. 20.
21. Пат. №12339 Україна. МПК 2006,G01N 13/00,F01N 3/02. Пристрій для постійного спостереження та документального відео фільмування процесу тертя і зношування матеріалів на базі металографічного мікроскопа / Широков В. В., Рудковський С. М., Широков О. В., Луцицький О. Л. — опубл. 15.02.2006, Бюл. №2.
22. Effect of dynamic blocking of dislocations by interstitial atoms on mechanical properties of metals and alloys / V. V. Shyrovok, O. V. Pavlyna, O. V. Shyrovok // Function materials. — 2004. — № 2. — P. 405–409.
23. Деякі аспекти рідкометалевого окрихчення високоміцних нержавіючих сталей. Наук. нотатки: міжвуз. зб. — Луцький НТУ, 2011. — Вип. 32. — С. 489–497.
24. Аналіз рідкометалевого окрихчення металів / О. В. Широков, Я. О. Шахбазов // Поліграфія і видавничі справи : наук.-техн. зб. — Львів : Укр. акад. друкарства, 2011. — № 4 (56). — С. 145–157.
25. Лашко С. В. Пайка металлов / С. В. Лашко, Н. Ф. Лашко. — М. : Машиностроение, 1988. — 376 с.
26. Петрунин И. Е. Физико-химические процессы при пайке / И. Е. Петрунин. — М. : Высш. шк., 1972. — 280 с.
27. Широков О. В. Встановлення закономірностей впливу міді і свинцю на фізико-механічні властивості високоміцних нержавіючих сталей: дис. ... канд. техн. наук / О. В. Широков — Львів : Укр. акад. друкарства, 2013.

REFERENCES

1. Summ B. D. (1998), The founder of modern colloid chemistry (the 100th anniversary of P. A. Rebinder), Bulletin of the Russian Academy of Sciences, Vol. 68, No 9, pp. 836–848.
2. Kadmar M. X. (1988), Liquid metal embrittlement: embrittlement of structural steels and alloys, Metallurgy, Moscow.
3. Likhtman V. Y., Shchukin V. Y. and Rebinder P. A. (1962), Physical and chemical mechanics of metals, Academy of Sciences press, Moscow.
4. Shyrovok O.V. and Shakhbazov Ya.O. (2011), Analysis of the liquid metal embrittlement regularity, Printing and publishing, No. 4(56), pp. 145–157.
5. Shevtsov A. (2008), Perspectives of energy providing of Ukraine in the context of world trends RF NISD, Donetsk.
6. Panin V. F. and Gladkov Yu. A. (1991), Constructions with filler. Directory, Engineering, Moscow.
7. Slyvynskiy V. Y., Pergat V. V. and Tkachenko G. V. (1990), Honeycomb. Classification, application, calculation of physical and mechanical characteristics. Review, Search, Kyiv.

8. Bersudskiy V. E., Krysin V. N. and Lesnykh S. M. (1975), Production of honeycomb structures, Engineering, Moscow.
9. Slyvynskiy V. Y., Slyvynskiy M. V., Artemenko Yu. G. and Telegyn S.V. (2007), Honeycomb structures in space engineering in Russia and Ukraine, Leading space technologies for the good of mankind, Proceedings of the International conference, Dnipropetrovs'k.
10. Sydorenko S. A. (2006), Layered structure in mechanical engineering, Herald of the North Caucasus STU, Engineering, Vol., pp. 6–11.
11. Maksimova S. V. (2007), Amorphous alloys for brazing stainless steel and titanium and structure of brazed joints, Adhesion of fusions and material soldering, Vol. 40, pp. 70–81
12. Shlyamnjev A. P. (2000), Corrosion-resistant, heat-resistant and high-strength steels and alloys, Intermet Engineering, Moscow.
13. Khimushyn F. F. (1967), Stainless steels, Metallurgy, Moscow.
14. Goldshtein M. Y., Grachov S. V. and Vexler Yu. G. (1985), Special steels, Metallurgy, Moscow.
15. Maksymovych G. G. (1974), Micromechanical studies of the properties of metals and alloys, Scientific idea, Kyiv.
16. Maksymovych G. G. (1976), The strength of wrought metals, Scientific idea, Kyiv.
17. Maksymovych G. G., Savchyn B. M., Kudlak S. M. and Liutyi E. M. (1977), Micro-machines for testing materials for low-cycle fatigue by pure bending, Preprint, Academy of Sciences of Ukraine, No. 6, Lviv.
18. The Caliber Moscow engineering plant (1970), Profilographical profiling. Model 201 Description User, Glavinstrument, Moscow.
19. Kusyi Ya. M., Topilnytskyi V. G. and Shyrokov O. V. (2008), Analysis of principal device schemes for the microgeometry surface control, Effectiveness of the scientific, resource and industrial potential realization, Proceedings of the 8th annual international industrial conference, Slavs'ke, February 11–15, 2008, Lviv.
20. Shyrokov O. V. and Shakhbazov Ya. O. (2011), The use of SDI-ADC-16-32 module for the hard surface element parameters research after friction, Proceedings of the scientific technical conference, February 1–4, 2011, UAD press, Lviv.
21. Shyrokov V. V., Rudkovskiy Ye. M. and Shyrokov O. V. (2006), Device for the constant control and documentary video shooting of the friction and wear process on the base of the MPK 2006,G01N 13/00F01N 3/02 metalographic microscope, Patent No. 12339, published 15.02.2006, Bulletin No.2.
22. Shyrokov V. V., Pavlyna O. V. and Shyrokov O. V. (2004), Effect of dynamic blocking of dislocations by interstitial atoms on mechanical properties of metals and alloys, Function materials, No. 2, pp. 405–409.
23. Lutsk National Technical University, (2011), Some aspects of the liquid metal high-durable stainless steels embrittlement, Scientific Notes, No. 32, pp. 489–497.
24. Shyrokov O. V. and Shakhbazov Ya. O. (2011), Analysis of liquid metal embrittlement, Printing and publishing, No. 4 (56), pp. 145–157.
25. Lashko S. V. and Lashko N. F. (1988), Soldering of metals, Engineering, Moscow.
26. Petrunin Y`E. (1972), Physical and chemical processes during soldering, Higher school, Moscow.
27. Shyrokov O. V. (2013), Defining of the copper and lead influence regularities on the physical-mechanical properties of high-durable stainless steels, UAP press, Lviv.

THE COPPER AND LEAD FUSIONS INFLUENCE ON PHYSICAL MECHANIC PROPERTIES OF HIGH-DURABLE STAINLESS STEELS

O. V. Shyrovkov, V. V. Shyrovkov, Ya. O. Shakhbazov, O. I. Datsyi

*Ukrainian Academy of Printing,
19, Pidholosko St., Lviv, 79020, Ukraine
vshyrovkov@gmail.com*

The temperature ranges of embrittlement by the copper and lead fusions of the VNS55 high-durable stainless steels have been determined experimentally. For the temperature range of 293 to 1350 K they have set the corresponding numerical values of the characteristics of strength, ductility and durability of the steels in contact. The optimum structure-phase and chemical composition of steels have been defined by minimizing of the copper fusion embrittlement action, being the basis for the recommendation development for the production of advanced Brazed sandwich honeycomb structures with honeycomb of steel of 6 on.% of δ -feritte.

Keywords: *stainless steel, lead, copper, weld-fabricated, cellular constructions.*

Стаття надійшла до редакції 28.11.2014.

Received 28.11.2014.