

УДК 621.793.8: 669.268

О. В. Широков, Я. О. Шахбазов
Українська академія друкарства

АНАЛІЗ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ РІДКОМЕТАЛЕВОГО ОКРИХЧЕННЯ МЕТАЛІВ

Наводяться результати аналізу впливу середовища, з яким контактують деталі з конструкційних матеріалів для визначення шляхів підвищення та прогнозування їх працездатності.

Окрихчення, метал, сплав, пластичність, деформація

Сьогодні загально відомим є той факт, що при виборі конструкційних матеріалів потрібно всебічно враховувати чинник впливу середовищ, з якими вони контактуватимуть. До них належать металеві розплави, які утворюються після нагрівання вище температури плавлення відповідного металу (для ртуті вже при $-38,83^{\circ}\text{C}$) [1–3]. Сучасні технологічні процеси та умови експлуатації передбачають безпосереднє використання металевих розплавів (при паянні, як теплоносії в ядерних реакторах, в приладобудуванні та діагностиці тощо) або нагрівання (швидкісне різання, зварювання паяних елементів, наплавлення, контактне плавлення, утворення евтектик) [4–12], внаслідок чого вони утворюються. Переважно такий контакт призводить до катастрофічних наслідків, зумовлені прискореним руйнуванням твердого металу, механізми і методи боротьби або наукового прогнозування виникнення цього явища ще не розроблені. Отож дослідження і встановлення закономірностей некорозивного за природою впливу рідкого металу на твердий є актуальною науково-прикладною проблемою.

Метою роботи є узагальнення доступних даних щодо явища рідинно-металевого окрихчення металів і сплавів (РМО) та диференціації ролі факторів, які на нього впливають.

Вивченню закономірностей рідинно-металевого окрихчення, починаючи з 50-х рр. минулого століття, приділялася значна увага. Це обумовлено практичним і науковим значеннями проблеми. Відомі вчені, такі як Дж. Вестбрук, А. Вествуд, Г. В. Карпенко, В. І. Ліхтман, П. О. Ребіндер, У. Ростокер, Є. Д. Щукін та інші, праці яких присвячені різним аспектам явища РМО зазначають, що для виникнення окрихчення під дією рідких металів передусім потрібно, щоб розплав змочував твердий метал. Якщо змочення забезпечується, то окрихчення може спостерігатися в процесі розтягання, згинання і кручення, але не фіксується при стискуванні.

Окрихченню під дією металевих розплавів однаковою мірою піддаються як полі-, так і монокристали. Ступінь зниження пластичності чистих металів, а також пластичності і міцності зміцнених залежить від ряду металургійних,

хімічних, механічних чинників, інших деталей передісторії та умов деформування. У монокристалах суттєве значення має їх орієнтація стосовно розтягуючої сили. У працях [13–14] було отримано залежності істинних напружень розриву амальгамованих монокристалів цинку від кута між площиною базиса та віссю зразка λ_0 . Виявилось, що орієнтаційна залежність їх міцності при кімнатній температурі має такий же характер, як і у неамальгамованих, зруйнованих при 77 К. Однаковий характер мають також орієнтаційні залежності граничного кристалографічного зсуву a_c і розривних нормальних до площини спайності σ_c та тангенціальних τ_c компонент напружень [3]. Зовсім протилежні ознаки має залежність питомого кристалографічного зсуву від λ_0 для неамальгамованих кристалів цинку, випробуваних при кімнатній температурі. У першому випадку a_c різко спадає зі зростанням λ_0 , тоді як у другому випадку більшим кутам λ_0 відповідає більший кристалографічний зсув. Закон Зонке про постійність розривних нормальних напружень також не дійсний для амальгамованих кристалів цинку при 300 К і неамальгамованих при 77 К. У працях [14–15] показано, що зі збільшенням λ_0 значення нормальних напружень підвищуються, а тангенціальних — знижуються. Сформульована умова постійності добутку нормальних і тангенціальних напружень при крихкому розриві [16]:

$$\sigma_c \tau_c = K^2 = \text{const}; \quad K = \alpha(G\gamma/L)^{1/2}, \quad (1)$$

де G — модуль зсуву, γ — питома поверхнева енергія, L — максимальна величина області локалізації незавершених зсувів.

У праці [17] запропоновано інший критерій руйнування амальгамованого цинку при 300 К і неамальгамованого — при 77 К

$$\sigma_c \tau_c = (6\gamma_1 / \pi) [EG(1-\nu)]^{1/2} L^{-1}, \quad (2)$$

де γ_1 — поверхнева енергія руйнування Zn, E — модуль пружності, ν — коефіцієнт Пуасона. Справедливість цього критерію була підтверджена експериментально.

Роль пластичної деформації в присутності середовища. Про наявність передуючої крихкому руйнуванню в рідкометалевих середовищах деформації розглядалося у праці [18]. Вивчаючи руйнування мідноалюмінієвого сплаву у ртуті після попереднього розтягу, автори показали, що навіть після значної попередньої деформації руйнування не відбувається, якщо не було додаткового деформування в присутності розплаву. Отож можна дійти висновку, що для руйнування необхідне деяка пластична плинність матеріалу в присутності окрихчуючого середовища. Автори [19] доходять до такого ж висновку.

У процесі безпосереднього спостереження руйнування кристалів Zn, Cd і Sn під дією ртуті показано [20], що руйнування починається передусім по границях тих зерен, які найвигідніше орієнтовані, раніше інших включились у загальний хід пластичної деформації металу, і швидше за інші у них з'явилися сліди ковзання.

Так, для РМО необхідна початкова пластична деформація в окрихчуючому середовищі, яка буде більша, що більший в'язкий метал, який деформується.

Роль дефектів структури. РМО суттєво залежить від присутності дефектів у структурі металу, особливо тих, які обумовлюють зміцнення, підвищення твердості та довговічність у звичайних умовах [21]. Якщо ж висока міцність пов'язана з відсутністю дефектів (структура близька до ідеальної) — вплив середовища послаблюється. У праці [22] встановлено, що ступінь зміцнення нитковидних кристалів цинку під дією ртуті зменшується зі зменшенням діаметра зразків. Зниження міцності цинку можливе лише у разі наявності дислокаційних скупчень. У працях [23–24] не виявлено окрихчувальну дію ртуті на більших монокристалах цинку (поперечний переріз 6×6 мм), при обробці яких застосовувались усі можливі міри попередження пошкоджень, що виключали утворення дефектів. Слід зауважити, що в цьому разі умови експерименту забезпечували ковзання площиною базису. На пошкоджених монокристалах цинку з таким же початковим орієнтуванням спостерігалась окрихчуюча дія зумовлена ртуттю і галієм [25]. Дослідження на великих, спеціально вирощених і попередньо амальгамованих монокристалах цинку з внесеними, «дозованими» за кількістю дефектами [26–27] також підтверджує висновок про потребу існування дефектів для виникнення РМО. Таким чином, РМО залежить від присутності в металі бар'єрів-концентраторів, необхідних для зародження тріщин. Це можуть бути границі зерен у полікристалах або скупчення дислокацій у монокристалах, які попередньо піддавалися пластичному деформуванню. Досконалі монокристали за механізмом РМО не окрихчуються [22–23, 28].

Згідно з [29] РМО розглядається як частковий випадок крихкого руйнування. Отож металофізичні чинники, які сприяють окрихченню взагалі, мають підсилювати і РМО. До них належать легування (яке приводить до зміцнення або зниження енергії дефекту упаковки), збільшення розміру зерна, зміна умов деформування (температура, швидкість), попередня деформація.

Вплив легування. Серед останніх праць, присвячених вивченню впливу легування на схильність на РМО, слід відзначити праці [19, 30–32]. Аналіз результатів щодо окрихчення ртуттю, легової міді дав можливість авторам [19] дійти висновку, що її схильність до окрихчення з підвищенням концентрації легуючих елементів зумовлена підвищенням межі текучості. У праці [30] показано, що така залежність пов'язана з тим, що в полікристалічних матеріалах межа текучості залежить від енергії дефектів упаковки. У результаті вивчення окрихчення міді ртуттю, легової Al, Zn, Si, Ge, отримано закономірність, згідно з якою відношення тимчасового опору руйнуванню в ртуті до межі текучості на повітрі лінійно зростало з підвищенням енергії дефектів упаковки. Це дало можливість припустити [23], що вплив легуючих добавок на РМО зумовлений зміною критичного сколюючого напруження.

Дослідження руйнування сплавів заліза з Al, V, Co, Si і Ni [30–31] у ртуті та в розчині In-Hg дозволило знайти зв'язок між параметрами ковзання в

сплавах і виникненням крихкості. Ті легуючі елементи, які знижують енергію дефектів упаковки і відповідно перешкоджають утворенню сплетінь дислокацій, підвищують межу текучості і температуру переходу з крихкого стану у в'язкий. Нікель, при вмісті до 3,5% мас не змінював характер ковзання заліза і не сприяв його окрихченню в ртуті. Аналогічні результати були отримані у праці [32] для β -латуні з легуючими добавками, які змінювали характер ковзання і релаксаційні процеси на границях зерен.

Здебільшого легування підвищує чутливість металів до РМО. Проте дослідження сплавів ЭИ437А і ЭИ437Б показало, що евтектика Pb-Sn помітно знижує міцність та пластичність ЭИ437А. Наявність бору в ЭИ437Б призводить до того, що цей розплав не впливає на механічні властивості сплаву. Автори [33–34] пов'язують таку дію бору з гальмуванням дифузійних процесів на границях зерен.

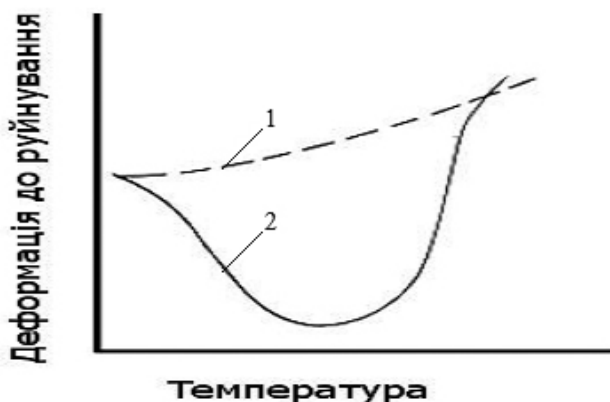
Вплив величини зерна. Значну роль у процесах РМО полікристалічних матеріалів відіграє величина зерна. Майже у всіх публікаціях, присвячених цьому питанню встановлено однозначний результат: з підвищенням розміру зерна схильність до РМО зростає. Дрібнозерниста мідь не окрихчується ртуттю. У [35] були проведені випробовування латуні ЛС59-1 на короткочасну і довготривалу міцність при кімнатній температурі в ртуті і на повітрі. Отримано зниження цих характеристик із збільшенням розміру зерна в обох середовищах. Проте ступінь зниження міцності в ртуті була значно більша, ніж на повітрі.

У праці [36] для латуні 70/30 отримана лінійна залежність між істинним опором руйнуванню у ртуті та \sqrt{D} (D — середній діаметр зерна). Ця залежність справедлива для маловуглецевої сталі в літій [36] при 523 К, міді в розплаві Li+Zn, в ртуті [19], кадмію в галії [37] при кімнатній температурі. Лінійна залежність справедлива для меж текучості [19, 28] і пропорційності [37]. Як було показано [37], у випадку крихкого руйнування на повітрі (окрихкуючого середовища немає), ця залежність також справедлива. Розмір зерен суттєво змінює температуру переходу з крихкого стану в пластичний. У [38] для α -латуні в ртуті знайдено, що температура переходу лінійно зростає зі збільшенням логарифму середнього діаметра зерна ($\ln D$). За низьких температур, у випадку крихкого руйнування ОЦК-металів, між температурою переходу і $\ln D$ залежність також лінійна [39]. Автори [38] вважають, що крихке руйнування, до якого призводить утворення розділу рідкий-твердий метал, регулюється тими ж процесами, які мають місце в ОЦК-металах за низьких температур.

Роль температури. РМО — ефект чутливий до температури і існує лише в її певному інтервалі. Залежність граничної деформації до руйнування від температури у випадку РМО схематично наведено на рисунку, де T_{nl} — температура плавлення металу, який утворює рідку фазу. Нижньою границею РМО є температура трохи менша T_{nl} [40]. Наведена залежність справедлива для загального випадку стосовно ОЦК-металів, який не завжди можна встановити експериментально (див. рисунок).

З підвищенням температури РМО наростає, досягає максимуму, а в подальшому властивості металу відновлюються. Положення верхньої температурної межі РМО залежить від природи розплаву, його хімічного складу [41], структури металу, який деформується [38], легуючих добавок [42], швидкості деформації [43].

Досліди, проведені на монокристалах цинку покритих ртуттю, показали, що за звичайних швидкостей розтягу ($\sim 0,1$ хв.), пластичність і міцність відновлюються при досягненні $T = 423$ К [44]. У межах відносно вузького, перехідного інтервалу температур ($40 \dots 50^\circ$) спостерігається своєрідна часткова крихкість, коли зразок покритий глибокими, напіврозкритими тріщинами здатний ще значно деформуватися [44–45]. Аналогічні залежності встановлені при дії рідкої ртуті на монокристали олова. Закономірності впливу температури на механічні властивості полі- і монокристалічних металів в розплавах — однакові.



Вплив температури на РМО:

1 — руйнування на повітрі, 2 — у металевому розплаві

Автори [42] встановили, що розплав олова призводить до зниження міцності сталі в інтервалі температур вищих $T_{\text{пл}}$ олова. Встановлено також, що ефект РМО найбільший при деякій температурі, яка буде вищою, що більшою буде концентрація вуглецю в сталі [42, 46].

У працях [15,45,47] було показано, що перехід від крихкого стану до пластичного, з підвищенням температури, подібний (особливо для випадку цинк-ртуть) до такого ж при низьких температурах і відсутності середовища. Цей перехід було названо порогом «природної холодноломкості» на відміну від зміщеного в сторону вищих температур порогу «вимушеної холодноломкості» зумовленої дією адсорбційно-активного середовища [48, 15]. Крім металів, поріг «вимушеної холодноломкості» спостерігається і для інших типів твердих тіл [46–47, 49–51].

Перехід від РМО до пластичності зі зростанням температури пояснювався [48] полегшенням протікання пластичної деформації та подоланням різного роду бар'єрів у площинах ковзання. У [52] наводяться результати досліджень зміни механічних властивостей армо-заліза і сталей під дією температур та рідких металів. Показано, що ефект зниження міцності і пластичності армо-заліза, вуглецевих і низьколегованих сталей проявляється в певному інтервалі температур, а для аустенітних сталей 12Х18Н9Т і ЭИ878 спостерігається збільшення впливу рідкого Zn з підвищенням температури. Такий вплив цинку автори [52] пов'язують з утворенням інтерметалідних плівок на поверхні зразків.

Вплив швидкості деформування. Суттєвий вплив на РМО має швидкість деформування. Досліди на монокристалах олова, покритих ртуттю показали зниження ступеня окрихчення внаслідок зниження швидкості деформування ($\dot{\epsilon}$). Ефект окрихчення, який спостерігається при $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-2}$ с, відсутній для 2×10^{-1} с. Проте зі зниженням температури до 253 К олово ртуттю не окрихчується навіть при $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-1}$ с.

При вивченні окрихчення цинку та кадмію галієм виявилось, що за кімнатної температури цинк окрихчується, якщо $\dot{\epsilon} = 33 \times 10^{-3}$ с. Для досягнення окрихчення кадмію галієм необхідно підвищити швидкість на порядок [53].

Як показано дослідженнями на ударну в'язкість [54–55], різке збільшення $\dot{\epsilon}$ при постійній температурі, також призводить до зменшення пластичності сталі в розплавах. Очевидно, що при постійній температурі вплив розплавів на пластичність можливий в інтервалі швидкостей деформації.

Попович В. В. [43] вивчав залежність температурного інтервалу окрихчення від швидкості деформування. Досліди було проведено на сталі Ст.3сп, на зразках малих розмірів в Рб. Показано, що з підвищенням швидкості деформування інтервал окрихчення зміщується в область вищих температур. Максимальна величина ефекту з температурою також зростає. Отримано наступну залежність між температурою максимального прояву ефекту T_m і швидкістю деформування $\dot{\epsilon}$

$$T_m = \frac{A}{\ln C - \ln \dot{\epsilon}}, \quad (3)$$

де A і C — постійні.

У праці [28] при дослідженні окрихчення алюмінієвого сплаву ртуттю отримано трохи іншу залежність

$$T_x = A \ln \dot{\epsilon} + B, \quad (4)$$

де T_x — температура крихков'язкого переходу, A і B — постійні.

Слід зауважити, що залежність між T_x та $\dot{\epsilon}$ виду (4) вперше була встановлена при випробуваннях металів у неактивних середовищах [56].

Роль попередньої деформації. Попередня деформація ϵ , за відсутності середовища сприяє підвищенню межі міцності і текучості, що не може не вплинути на РМО. Випробування розтягом монокристалів цинку, попередньо

деформованих (переважаюча площа ковзання — площа базису), при температурі 88 К та амальгамованих зразків при 300 К показали значне підвищення нормального напруження відриву по площині призми. І все ж ефект зміцнення за рахунок ϵ був меншим для амальгамованих зразків [15, 57]. Подібні результати було отримано на полікристалічній латуні Л62 [58]. Із збільшенням ϵ і на повітрі і в ртуті зростає міцність. Поперечне звуження і відносне видовження спадали, маючи в ртуті, нижчі значення. При $\epsilon = 39\%$ зразки в ртуті руйнувалися з практично нулевим видовженням. Досліджуючи роль ϵ у руйнуванні деформаційно-старіючого алюмінієвого сплаву в ртуті автори [59] дійшли до висновку, що навіть незначна деформація в однофазних структурах, не може не спричинити текучості до руйнування. Вони встановили, що руйнування при напруженнях нижчих, межа ніж текучості — характерна риса притаманна для дисперсійно-зміцнених металів. Рівень окрихчення незначний, якщо виділення когерентні з матрицею. Мала степінь наклепу металів, що схильні до старіння, спричиняє найбільше окрихчення, а більша — дає зворотній ефект.

Вплив хімічного складу розплаву. Хімічний склад розплавів суттєво впливає на РМО. Наприклад, чистий свинець не окрихчує монокристали цинку [60]. Порівняно невеликі добавки олова в розплав призводять до різкого зниження міцності і пластичності цинку. У праці [28], показано, що навіть у невеликих кількостях цинк і галій суттєво підсилюють здатність ртуті окрихчувати алюмінієвий сплав 2024-T3. Автори [61] отримали протилежний ефект — підвищення міцності мідно-цинкових сплавів при наявності 5% мас Zn в ртуті. У праці [28] наводяться дані результатів вивчення впливу розплаву Pb-Bi змінного складу на мідь, а також про оцінку величини міжфазної поверхневої енергії на межі метал — розплав. Показано, що свинець меншою мірою змінює поверхневу енергію міді і майже не впливає на її міцність і пластичність. Вісмут різко знижує поверхневу енергію і окрихчує мідь. Збільшення концентрації вісмуту в розплаві свинцю призводить до неперервного зменшення міжфазної енергії від значень, що відповідають системі Cu-Pb до значень характерних системі Cu-Bi. Відповідно до змін міжфазної енергії відбуваються зміни механічних властивостей. Хімічний склад розплаву також суттєво впливає на температуру крихко-в'язкого переходу. Це було показано в праці [41] на прикладі окрихчення срібла розплавом ртуті з добавками галію і індію.

Твердометалеve окрихчення. У працях [62–63] було показано, що з підвищенням температури до ~ 480 К починається поступовий спад пластичності свинцевистих сталей. Ефект досягає максимального значення при 600 К (точка плавлення свинцю) і не залежить від температури до 727 К, а при 765 К властивості відновлюються. Металографічні дослідження показали, що сталь зі свинцем містить приблизно таку ж кількість металевих включень, як і сталь без свинцю. Однак у першому випадку кожне з включень оточене свинцевою оболонкою.

Фрактографічні дані свідчать про те, що процес руйнування зароджується біля включень оточених свинцем. Так, окрихчення сталей може починатися при температурах, коли основа розплаву перебуває ще в твердому стані, тобто нижче температури її плавлення. Було показано [64], що не лише Pb, але і Zn, Cd, In, Pb, Sn в твердому стані можуть окрихчувати сталі. Встановлено [64], що зменшення пластичності починається при температурі $3/4T_{пл}$ металу розплаву. Проте у праці [43] показано, що галій може окрихчувати сталь СтЗсп і при температурах нижчих $0,75T_{пл}$. Автори [62] вважають, що твердометалеве окрихчення — це один із проявів РМО. Незрозуміло лише, яким чином середовище, що перебуває в твердому стані потрапляє у вершину тріщини, яка зароджується. Припускається [62] парофазний механізм переносу. Проте розрахунки [65] показали, що парофазний перенос може мати місце лише у разі, якщо середовище — метал з високим тиском пари, наприклад, цинк, кадмій і можливо ртуть. Для більшості металів цей механізм неможливий. У праці [65] припускається існування іншого механізму, який полягає в поверхневій дифузії атомів розплавленого металу в шарі, достатньо товстому (кілька атомних діаметрів), щоб атоми розплаву, по суті, самодифундували. Найнижчі атомні шари утворюються внаслідок «водоспадного» ефекту.

Механізм переносу при РМО, згідно з [65] — об'ємна пластичність твердого металу. Присутність у вершині тріщини атомів металу — розплаву необхідне, оскільки руйнування при РМО відбувається внаслідок декогезії.

Про вибірковість РМО. Дослідження показали, що РМО можливе лише для певних пар твердий-рідкий метал. Наприклад, літій різко окрихчує полікристалічні мідь і залізо, але не виявляє такої дії на сплави алюмінію [28]. Галій зумовлює міжзеренне руйнування алюмінію і цинку, але не впливає на магній [66].

Автори [67] намагалися знайти кореляцію між випадками РМО і відповідними бінарними діаграмами стану. Виявилось, що РМО відбувається, якщо рідкий метал має вузьку, але скінченну область розчинності в твердому металі. Цьому відповідають, як правило, прості бінарні діаграми евтектичного типу без утворення інтерметалідних з'єднань. Згідно з цим напівемпіричним правилом, окрихчення немає, якщо область розчинності широка або зовсім відсутня. Проте в ряді випадків це правило не виконується. Наприклад, для пар Fe-Zn, Fe-Sn, Ag-Ca, Mg-Zn спостерігається окрихчення, хоча згідно з їх діаграмами стану можливе утворення інтерметалідних фаз. Окрихчення спостерігається і для пар Fe-Pb, Fe-Hg, які не змішуються [40]. Таким чином, напівемпіричне правило Перцова-Ребіндера не дає можливості розв'язати питання про можливість виникнення РМО для кожної конкретної пари.

Для цього у працях [68–70] було розроблено модель, згідно з якою в місцях концентрації напружень утворюється дефектний об'єм. Внаслідок дифузії окрихчуючого розплаву цей об'єм подібний до розчину. Його поведінка залежить від сил зв'язку між атомами твердого і рідкого металів, при цьому зв'язки твердий – рідкий метал слабші, ніж твердий – твердий. Автори моделі

вважали, що відносна міцність цих двох видів зв'язку можна визначити за відхиленням розчину, що утворюється від закону Рауля. Від'ємні відхилення означають, що зв'язки твердий – рідкий метал міцніші, ніж твердий – твердий, тоді як позитивні відхилення вказують на зворотнє. Використовуючи значення активностей, визначених за відомими діаграмами стану, у працях [68–70] прогнозувалося виникнення РМО скрізь, де спостерігалось позитивне відхилення від закону Рауля. Вказувалося, що аналогічні оцінки можна зробити за зміною теплоти розчинення металів. Проте автор [71] ставить під сумнів достовірність такої оцінки, відповідно до того, що теплота розчинення не характеризує величину розчинності рідкого металу і на основі цього не можна задовільно прогнозувати вибірковість РМО.

У працях [72–74, 48] запропоновано трохи інший критерій оцінки міжатомної взаємодії — «енергію змішання» U_0

$$U_0 = Z[U_{AB} \frac{1}{2} (U_{AA} + U_{BB})], \quad (5)$$

де U_{AA} , U_{BB} , U_{AB} — енергія взаємодії одно- і різносортих атомів, Z — координаційне число, належать в даному випадку, оскільки значення U_{AA} , U_{BB} , U_{AB} належать до окремого зв'язку, а U_0 — до атома.

Автори [48, 72–73] вважають, що енергія змішання — єдиний параметр, який може характеризувати відмінність взаємодії одно- і різносортих атомів (тобто відхилення системи від ідеальності). РМО характерне для систем з позитивною енергією змішання U (позитивне відхилення від закону Рауля).

Однак сама енергія зв'язку ще не може бути достатньою для визначення пар РМО. Наприклад, відносна енергія зв'язку Ti-Zn, Fe-Ca, Fe-Cd, Al-Zn і Ag-Hg майже однакова, а окрихчення характерне лише для трьох останніх пар. На основі змін електровід'ємності за Полінгом, автори [24] припустили існування кореляції між утворенням іонних зв'язків і РМО. Зауваживши, що в деяких випадках, коли пари утворюють інтерметалідні з'єднання і окрихчення не відбувається, вони припустили, що із зменшенням різниці значень електровід'ємності між твердим і рідким металами РМО зростає і навпаки, при великій різниці — малоімовірно. Для експериментальних досліджень ними використовувалися Al, Cd і Zn. Однак інші результати цього положення не підтверджують. Так Cu, Ni і Fe окрихчуються Li хоча різниця електровід'ємності у них велика. Крім того, для пар Ni-Cu, Ti-Ga, Ti-Zn, окрихчення немає, а ця різниця незначна.

Для прогнозування пар твердий-рідкий метал, які б окрихчувалися при кімнатній температурі, в [75] запропоновано зіставляти зменшення поверхневої енергії руйнування, яка визначається, як відношення енергії зв'язку твердий-рідкий метали до енергії зв'язку твердий-твердий, з параметром розчинності. Автори виконали розрахунки для 40 пар чистих металів. Знайдено, що ступінь окрихчення збільшується із зниженням розчинності (збільшується різниця параметра розчинності) або при збільшенні енергії взаємодії твердого металу з

рідким (знижується поверхнева енергія руйнування). Однак згідно із запропонованою моделлю [75] необхідна умова РМО — випереджувальна швидкість зросту тріщини, дифузія рідкого металу в твердий.

Таким чином, на основі моніторингу літературних джерел встановлено, що на сьогодні не існує адекватної теорії чи хоча б єдиної концепції РМО; жодний із запропонованих дотепер відомих методів не дає можливості однозначного прогнозування прояву РМО для конкретних пар твердий – рідкий метали, що суттєво ускладнює або робить неможливим оцінку ресурсу їх працездатності на практиці; фізико-хімічна механіка матеріалів в цій області перебуває на етапі нагромадження експериментальних даних, їх узагальнень та розробки первинних теорій окрихчення .

Отже, надалі потрібно розвивати дослідження в напрямі розв'язання теоретичних та прикладних проблем РМО в рамках фізико-хімічної механіки міцності, пластичності та руйнування поверхневих шарів матеріалів. Для побудови відповідних моделей та встановлення домінуючих процесів окрихчення, розробки рекомендацій щодо підвищення та прогнозування працездатності відповідних конструкційних матеріалів доцільно застосовувати досягнення в галузі механіки крихкого руйнування і високотемпературного матеріалознавства, з урахуванням особливостей фізико-хімічного впливу середовищ на стабільність їх фізико-механічних властивостей, встановити роль взаємодії між твердим металом і середовищем у процесі деформування.

1. Сумм Б. Д. Создатель современной коллоидной химии (К 100-летию со дня рождения П. А. Ребиндера) / Б. Д. Сумм // Вестник российской академии наук. — 1998. — Т. 68, № 9. — с. 836–848.
2. Кадмар М. Х. Жидкометаллическое охрупчивание / М. Х. Кадмар // Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов. — М. : Металлургия, 1988. — С. 333–420.
3. Лихтман В. И. Физико-химическая механика металлов / В. И. Лихтман, В. И. Шукин, П. А. Ребиндер. — М. : Изд. АН СССР, 1962. — 303 с.
4. Дроздов Ю. Н., Безносов А. В. Исследования узлов трения ядерных установок, работающих в среде тяжелых высокотемпературных жидкометаллических теплоносителей / Ю. Н. Дроздов, В. В. Макаров и др. // Вестник Самарского гос. аэрокосмического ун-та. — 2009. — № 3 (19). — с. 128 – 136.
5. Лашко С. В. Пайка металлов / С. В. Лашко, Н. Ф. Лашко. — М. : Машиностроение, 1988. — 376 с.
6. Петруни И. Е. Физико-химические процессы при пайке / И. Е. Петрунин. — М. : Высш. шк., 1972. — 280 с.
7. Будов В. М. Насоси АЭС: уч. пос. для вузов / В. М. Будов. — М. : Энергоатомиздат, 1986. — 408 с.
8. Назаров А. В. Экспериментальные исследования влияния характеристик свинцового и свинец-висмутного теплоносителей на работоспособность зубчатых зацеплений и гидродинамических подшипников [Электронный ресурс] / А. В. Назаров, А. А. Молодцов, С. С. Пинаев, А. В. Семенов, А. В. Безносов. — Режим доступа: www.ippe.obninsk.ru/podtr/tph/teplofizica2005/section_2/2.
9. Сединкин Л. М. Исследование обрабатываемости сталей легированных свинцом / Л. М. Сединкин // Вісник Сум ДУМ. — 2008. — № 1. — с. 100–106.
10. Сливинский В. И. Применение сотовых конструкций в изделиях различного назначения / В. И. Сливинский, Г. В. Ткаченко, О. А. Карликова // УИЦ «Наука. Техника. Технология». — с. 38.
11. Пат. № 2110383 Российская Федерация. Способ изготовления сварно-паяной конструкции / Кляжников Г. И.; Семенов В. Н.; Петухов Е. П. и др. — заявл. 10.05.1998.
12. Shyrovkov V. V. Ways of improving the high-temperature work service of vanadium and some alloys used in reactors / V. V. Shyrovkov, Ch. V. Vasylyiv, O. V. Shyrovkov. // Journal of Nuclear Materials. — 2009. — № 39. — pp. 114–122.
13. Кочанова Л. А. О хрупком разрыве чистых и легированных монокристаллов цинка / Л. А. Кочанова, И. А. Андреева, Е. Д. Шукин // Доклады АН СССР. — 1959. — 126, № 6. —

- С. 1304–1307. 14. Закономерности хрупкого разрушения чистых и легированных монокристаллов цинка / Л. А. Кочанова, И. А. Андреева, Е. Д. Шукин, В. И. Лихтман // Инженерно-физический журнал. — 1959. — 2, № 7. — С. 45–52. 15. Лихтман В. И. О хрупком разрушении монокристаллов цинка / В. И. Лихтман, Л. А. Кочанова, Л. С. Брюзанова // Доклады АН СССР. — 1958. — 129, № 4. — С. 757–760. 16. Шукин Е. Д. О хрупком разрыве монокристаллов цинка / Е. Д. Шукин, В. И. Лихтман // Доклады АН СССР. — 1959. — 124, № 2. — С. 307–310. 17. Kamdar M. H. A theoretical fracture criterion and cleavage in zinc / M. H. Kamdar, A.R.C. Westwood // In: Physical Basis of Yield and Fracture. — 1966. — P. 259–262. 18. Hancock P. C., The role of plastic deformation in liquid metal embrittlement / P. C. Hancock, M. V. Ives // Canadian Metallurgical Quarterly. — 1971. — № 10. — P. 207–211. 19. Розенберг Р. Возникновение хрупкости в медных сплавах при контакте с ртутью и амальгамами / Р. Розенберг, И. Кадоф // Разрушение твердых тел. — М. : Металлургия, 1967. — С. 400–429. 20. Занозина З. М. О разрушении металлов в присутствии сильно адсорбционно-активных металлических расплавов по зерну и по границам зерен / З. М. Занозина, Е. Д. Шукин // Инженерно-физический журнал. — 1962. — 5, № 7. — С. 86–90. 21. Потак Я. М. Влияние расплавленных металлических покрытий на механические свойства сталей и сплавов / Я. М. Потак, И. М. Щеглаков // Журнал технической физики. — 1955. — 26, Вып.5. — С. 897–907. 22. Рожанский В. Н. К вопросу об условиях возникновения и развития трещин в кристаллах / В. Н. Рожанский // Физика твердого тела. — 1960. — 2, Вып.6. — С. 1083–1088. 24. Westwood A.R.C. Adsorption-induced brittle fracture in liquid-metal environment / A.R.C. Westwood, C. M. Preece, M. H. Kamdar // In: Fracture an advanced treatise. — N.Y.; London: Academic Press. — 1971. — III. — P. 589–644. 23. Вествуд А. Чувствительность механических свойств к действию окружающей среды. Современное состояние исследований и основные проблемы / А. Вествуд // Чувствительность механических свойств к действию среды. — М. : Мир, 1969. — С. 27–77. 25. Шукин Е. Д. Об изменении механических свойств, структуры и электропроводности металлических монокристаллов под влиянием сильной адсорбционно-активной среды / Е. Д. Шукин, Н. В. Перцов, Ю. В. Горюнов // Кристаллография. — 1959. — 4, вып.6. — С. 887–897. 26. Влияние искусственного дефекта приповерхностного слоя на деформируемость монокристаллов цинка в присутствии ртути / Л. С. Солдатченкова, Ю. В. Горюнов, Г. И. Денщикова и др. // Доклады АН СССР. — 203, № 1. — С. 83–86. 27. Зарождение и развитие трещин в цинке при проявлении эффекта Ребиндера / Б. Д. Сумм, Ю. В. Горюнов, Г. И. Денщикова, Л. С. Солдатченкова // Физика межфазных явлений. — Нальчик, 1980. — С. 127–129. 28. Ростокер У. Хрупкость под действием жидких металлов / У. Ростокер, Дж. Мак-Когги, Г. Мариус. — М. : Изд-во ин. лит., 1962. — 176 с. 29. Komdar M. H. Mechanism of embrittlement and brittle fracture in liquid metal environments / M. H. Komdar // In: Advances in Research of Materials. — 4th Int. Conf. Fracture in Waterloo, 1977–1978. — 1. — P. 387–405. 30. Столов Н. Характер скольжения и возникновения хрупкости в присутствии жидких металлов / Н. Столов, Р. Девис, Т. Джонсон // Чувствительность механических свойств к действию среды. — М. : Мир, 1969. — С. 183–216. 31. Stoloff N. S. Fracture of iron-base solid-solution alloys / N. S. Stoloff // In: Phys. Basis of Yield and Fracture. — London, F. J. Milner and Sons Ltd. — 1966. — P. 68–76. 32. Shea M. M. Embrittlement of beta-brass alloys by liquid metals and aqueous ammonia / M. M. Shea, N. S. Stoloff // Vterials Science and Engineering. — 1973. — 12. — P. 245–253. 33. Кишкин С. Т. Жаропрочность и влияние среды / С. Т. Кишкин, В. В. Николенко // Доклады АН СССР. — 1956. — 110, № 6. — С. 1018–1021. 34. Кишкин С. Т. Прочность металлов при контакте с расплавленными припоями / С. Т. Кишкин, В. В. Николенко, С. И. Ратнер // Журнал технической физики. — 1954. — 24, вып.8. — С. 1455–1466. 35. Максимович Г. Г. Влияние величины зерна на кратковременную и длительную прочность латуни в активных средах / Г. Г. Максимович, Ф. П. Янчишин // Влияние рабочих сред на свойства материалов. — 1964. — Вып. 3. — С. 51–57. 36. Coleman E. G. Embrittlement of low-carbon steel by lithium / E. G. Coleman, D. Weinstein, W. G. Rostoker. // Acta Met. — 1961. — 9, №5. — P. 491–497. 37. Stoloff N. S. Crack propagation in a liquid metal environment / N. S. Stoloff, T. L. Jonston // Ibid. — 1963. — 11, 1 4. — P. 251–256. 38. Nichols H. Ductile-brittle transition in alpha-brass / H. Nichols, W. Rostoker // Ibid. — 1960. — 8, № 12. — P. 28–30. 39. Петк Н. Дж. Переход из вязкого состояния в хрупкое в alpha-

железе / Н. Дж. Петк // Атомный механизм разрушения. — М. : Гос. науч.-тех. изд-во лит. по черной и цветной металлургии. 1963. — С. 69–83. 40. Bochner K. H. Einige untersuchungen auf dem Gebit des durch flussig-metall induzirten Spr dbruches / K. H. Bochner, D. L. Albright // Zeitschrift f r Metallkunde. — 1973. — 64, № 11. — S. 818–821. 41. Preece C. M. Temperature-sensitive embrittlement of f.c.c. metals by liquid metal solutions / C. M. Preece, A.R.C. Westwood // Transactions Quarterly. — 1969. — 62, 1 2. — P. 418–425. 42. Косогоров Г. Ф. Адсорбционное понижение прочности сталей в металлических расплавах / Г. Ф. Косогоров, В. И. Лихтман // Доклады АН СССР. — 1960. — 134, № 1. — С. 81–84. 43. Попович В. В. Влияние скорости деформирования на пластичность стальных образцов, контактирующих с жидкокристаллической средой / В. В. Попович // Физ. хим. механика материалов. — 1981. — № 5. — С. 9–13. 44. Влияние тонких ртутных покрытий на прочность металлических монокристаллов / Н. В. Рожанский, Н. В. Перцов, Е. Д. Шукин, П. А. Ребиндер // Доклады АН СССР. — 1957. — 116, № 5. — С. 81–84. 45. Лихтман В. И. Поверхностные явления в процессах деформации и разрушения металлов / В. И. Лихтман, Е. Д. Шукин // Успехи химии. — 1960. — 29; Вып. 10. — С. 1260–1269. 46. Марков В. Г. Прочность и пластичность стали, находящейся в контакте с жидким оловом / В. Г. Марков // Металловедение. — Л. : Судпромгиз, 1961. — № 5. — С. 157–174. 47. Перцов Н. В. Физико-химическое влияние среды на процессы деформации, разрушения и обработки твердых тел. / Н. В. Перцов, Е. Д. Шукин // Физика и химия обработки материалов. — 1970. — № 2. — С. 60–82. 48. Ребиндер П. А. Поверхностные явления в твердых телах в процессах их деформации и разрушения / П. А. Ребиндер, Е. Д. Шукин // Успехи физических наук. — 1972. — 108, вып. 1. — С. 3–42. 49. Влияние металлических расплавов на механические свойства германия / Н. В. Перцов, В. Т. Кручинин, В. С. Ющенко, Е. Д. Шукин // Доклады АН СССР. — 1971. — 199, № 2. — С. 391–393. 50. Адсорбционное понижение прочности кристаллов щелочных галогенидов / В. Ю. Траскин, Н. В. Перцов, З. Н. Скворцова и др. // Доклады АН СССР. — 1970. — 191, № 4. — С. 876–879. 51. Синевич Е. А. Понижение прочности поликристаллического нафталина при адсорбции поверхностно-активных веществ из водных растворов / Е. А. Синевич, Н. В. Перцов, Е. Д. Шукин // Доклады АН СССР. — 1971. — 197, № 6. — С. 1376–1379. 52. Дитятковский Я. М. Влияние легкоплавких металлических покрытий на механические свойства конструкционных и нержавеющей сталей / Я. М. Дитятковский, И. В. Андреев, В. Ф. Горшков // Физика металлов и металловедение. — 1963. — 15, вып. 3. — С. 435–438. 53. Горбунов Ю. В. Адсорбционное понижение прочности и хрупкое разрушение монокристаллов цинка и кадмия / Ю. В. Горбунов, Н. В. Перцов, П. А. Ребиндер // Доклады АН СССР. — 1959. — 127, № 4. — С. 784–787. 54. Чаевский М. И., Влияние скорости деформирования на прочность и пластичность углеродистой стали, находящейся в контакте с расплавом легкоплавкого металла / М. И. Чаевский, В. И. Лихтман // Доклады АН СССР. — 1961. — 140, № 5. — С. 1054–1057. 55. Чаевский М. И. Некоторые обобщающие выводы о влиянии жидкометаллических расплавов на прочность и пластичность металлов / М. И. Чаевский. // Вопросы машиноведения и прочности в машиностроении. — К. : Изд-во АН УССР, 1962. — Вып. 8. — С. 22–29. 56. Никитин В. И. Физико-химические явления при воздействии жидких металлов на твердые / В. И. Никитин. — М. : Атомиздат. — 442 с. 57. Брюханова Л. С. Закономерности хрупкого разрушения монокристаллов цинка / Л. С. Брюханова, Л. А. Кочанова, В. И. Лихтман // Физика твердого тела. — 1959. — 1, вып. 9. — С. 1448–1456. 58. Максимович Г. Г. Влияние активных жидких сред на статическую и усталостную прочность предварительно растянутых микрообразцов / Г. Г. Максимович, С. В. Нагирный // Влияние рабочих сред на свойства материалов. — К. : Изд-во АН УССР, 1963. — Вып. 2. — С. 102–107. 59. Nichols H. Effect of heat and mechanical treatments on mercury induced embrittlement of aluminium alloys / H. Nichols, W. Rostoker // Transactions of Metallurgy. Society of AIME. — 1962. — 224, 6. — P. 1258–1263. 60. Кочанова Л. А. Влияние легкоплавкого металлического расплава на механические свойства монокристаллов более тугоплавких металлов / Л. А. Кочанова, В. И. Лихтман, П. А. Ребиндер // Физика металлов и металловедение. — 1959. — 8, вып. 2. — С. 288–293. 61. Розенберг Р. Возникновение хрупкости в медных сплавах при контакте с ртутью и амальгамами / Р. Розенберг, И. Кадоф // Разрушение твердых тел. — М. : Металлургия, 1967. — С. 400–429. 62. Mostovoy S. The effect of lead on the

mechanical properties of 4145 steel / S. Mostovoy, N. N. Breyer // Transactions Quarterly. — 1968. — 61, 2. — P. 219–232. 63. Breyer N. N. Lead induced brittle failures of high strength steels / N. N. Breyer, P. Gordon // In: Proceedings of the 1973 International Conference on Strength of Metals and Alloys. — Cambridge, 1973. — P. 493–497. 64. Lynn J. C. Solid metal-induced embrittlement of steel / J. C. Lynn, W. R. Warke, P. Gordon // Materials Science and Engineering. — 1975. — 18, 1. — P. 51–62. 65. Gordon P. Metal-induced embrittlement of metals. An evaluation of embrittlement transport mechanism / P. Gordon // Metallurgical Transactions. — 1978. — 9, 2. — P. 267–273. 66. Вествуд А. Влияние среды на процессы разрушения / А. Вествуд // Разрушение твердых тел. — М. : Металлургия, 1967. — С. 344–399. 67. Перцов Н. В. О поверхностной активности жидких металлических покрытий и их влияние на прочность металлов / Н. В. Перцов, П. А. Ребиндер // Доклады АН СССР. — 1958. — 123, № 6. — С. 1068–1070. 68. Чаевский М. И. Термодинамическая активность как критерий разупрочняющего воздействия агрессивных расплавов / М. И. Чаевский // Физ. хим. механика материалов. — 1965. — 1, № 6. — С. 637–642. 69. Чаевский М. И. Оценка воздействия агрессивных сред на основе термодинамики образующихся растворов / М. И. Чаевский, В. В. Попович // Физ. хим. механика материалов. — 1966. — 2, № 2. — С. 143–148. 70. Чаевский М. И. Об оценке избирательности воздействия агрессивных сред / М. И. Чаевский, И. Н. Тороповская, Э. А. Каланчук // Физ. хим. механика материалов. — 1968. — 4, № 3. — С. 279–285. 71. Залкин В. М. О структурных факторах, обуславливающих избирательность эффекта адсорбционного понижения прочности / В. М. Залкин // Физ. хим. механика материалов. — 1968. — 4, № 1. — С. 27–29. 72. Щукин Е. Д. О связи избирательности адсорбционного понижения прочности под действием расплавов с межатомными взаимодействиями / Е. Д. Щукин, В. С. Ющенко // Физ. хим. механика материалов. — 1966. — 2, № 2. — С. 133–142. 73. Особенности адсорбционного понижения прочности поликристаллического цинка в присутствии галлия / В. Ю. Траскин, Ю. В. Горюнов, Т. И. Деньщикова, Б. Д. Сумм // Физ. хим. механика материалов. — 1965. — 1, № 6. — С. 641–647. 74. Сумм Б. Д. Влияние растворенных в ртути металлов на адсорбционное понижение прочности цинка / Б. Д. Сумм, Л. И. Иванова, Ю. В. Горюнов // Физ. хим. механика материалов. — 1965. — 1, № 6. — С. 648–653. 75. Kelley M. J. Analysis of liquid metal embrittlement from a bond energy viewpoint / M. J. Kelley, N. S. Stoloff // Metallurgical Transaction. — 1975. — V. 6, 1. — P. 159–166.

АНАЛИЗ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ОКРИХЧЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Приведены результаты анализа влияния контактной среды деталей из конструкционных материалов с целью определения путей повышения и прогнозирования их работоспособности.

ANALYSIS OF CONFORMITIES TO LAW OF LIQUID-METAL OKRIKHCHENNYA OF METALS

The results of analysis of the impact contact protection details of construction materials order to identify ways to improve and predict their performance.

Стаття надійшла 10.11.2011

УДК 65.012.8

Л. А. Швайка, Х. В. Жидецька

Українська академія друкарства

ДЕЯКІ ПИТАННЯ СУТНОСТІ КАДРОВОЇ БЕЗПЕКИ ПІДПРИЄМСТВА

Розглядається місце і значення кадрової безпеки в загальній системі управління підприємств і організацій, характеризуються основні складові елементи кадрової безпеки та їх вплив на діяльність підприємницьких структур.

Кадрова безпека підприємства, економічні злочини, персонал, лояльність працівників

Сучасне підприємство перебуває в умовах ринкової конкуренції з безперервними змінами зовнішнього і внутрішнього середовища. Це потребує від господарюючих суб'єктів постійної адаптації, пошуку нових і вдосконалення вже відомих засобів забезпечення системи економічної безпеки. На думку багатьох експертів серед основних її елементів вагоме місце займає ефективне управління персоналом, тобто кадрова безпека. Саме людина з її знаннями, навиками та досвідом, а не лише технічні чи матеріальні ресурси, може стати як основною конкурентною перевагою, так і основною загрозою підприємства.

За даними аудиторської компанії «Price Waterhouse Coopers», найбільшу частку (понад 50%) економічних злочинів скоюють безпосередньо співробітники компаній (рис. 1) [7].

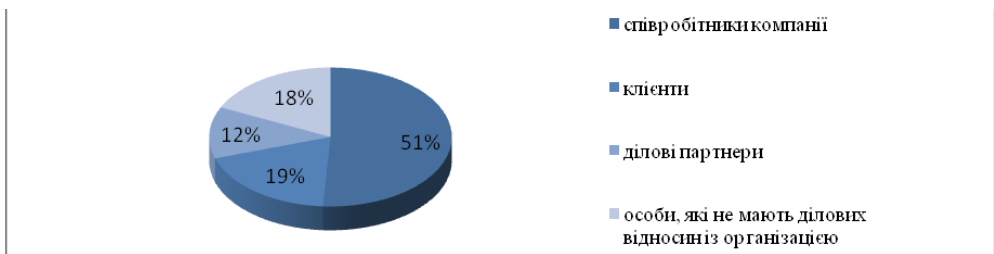


Рис. 1. Суб'єкти скоєння економічних злочинів

Міжнародна статистика свідчить, що близько 80 % матеріальної шкоди підприємствам завдає персонал. Проте ефективна організація роботи служб з управління працівниками може на 60 % знизити прямі та передбачити непрямі збитки компанії, пов'язані з цим фактором [5]. Отож забезпечення відповідного рівня кадрової безпеки є важливим фактором впливу на діяльність, розвиток та стабільність підприємств і організацій.

Проблеми кадрової безпеки почали досліджувати недавно, а результати знайшли відображення у працях зарубіжних і вітчизняних науковців І. Бурди,