

УДК 669.018.294:620.19

ВПЛИВ ВКЛЮЧЕНЬ ЕВТЕКТИЧНОГО ТИПУ НА ЧЕРВОНОЛАМКІСТЬ СТАЛЕЙ

С. І. ГУБЕНКО^{1,2}, Е. В. ПАРУСОВ¹

¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро;

² Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, Дніпро

Досліджено роль гетерофазних включень евтектичного типу (ВЕТ) у перебігу пластичної деформації сталей. Встановлено, що метал поблизу них руйнується на мікρο-структурному рівні з утворенням тріщин та деформаційних порожнин, спричинених їх плавленням. Визначено температуру плавлення різних ВЕТ та температурні інтервали виникнення мікроруйнувань під час їх деформації. Встановлено, що оплавлення ВЕТ вже на початкових етапах деформації зумовлює ріст у сталях тріщин і порожнин, що сприяє їх червоноламкості.

Ключові слова: *сталь, деформація, неметалеві включення, тріщини, порожнини, міжфазні межі включення–матриця, червоноламкість.*

The behavior of heterophase inclusions of the eutectic type (IET) is studied under different conditions of plastic deformation of industrial steels. It has been established that near inclusions of eutectics, having various types of microdamages, the cracks and cavities of deformation origin and cavities associated with their melting are formed. The melting temperatures of inclusions of different IET, as well as the temperature intervals for the formation of microdamages of various types during the deformation process, have been established. It is shown that the melting of eutectic inclusions causes a sharp growth of cracks and cavities at the initial stages of deformation, which contributes to the manifestation of red brittleness of steels.

Keywords: *steel, deformation, non-metallic inclusions, cracks, cavities, inclusion–matrix interphase boundaries, red brittleness.*

Вступ. Відомо, що сталі, особливо леговані, містять різноманітні гетерофазні (або мультифазні) неметалеві включення (НВ), частка яких може становити 30% від загальних забруднень матриці (М) [1–10]. Ці включення мають неоднаковий структурний і фазовий стан, тому важливо вивчати їх поведінку за різних деформаційно-теплових впливів, у тому числі за оброблення сталей тиском. Адже будь-які включення визначають їх механічні властивості та технологічну пластичність, а також схильність до утворення різноманітних дефектів [1–5, 11], особливо за впливу корозивно-активних і наводнювальних середовищ [12–15]. Існує кілька причин червоноламкості сталей, пов'язаних з НВ (виділення під час гарячої деформації нових гострокутних включень, розчинення їх уздовж меж зерен сталеві матриці) [1, 16]. Крім того, червоноламкість викликана сульфідами і силікатами FeS, (Fe, Mn)S, MnO·SiO₂, FeO·SiO₂, які плавляться в інтервалі температур гарячого оброблення сталей тиском. Мета дослідження – вивчити особливості впливу легкоплавких гетерофазних включень евтектичного типу (ВЕТ) на червоноламкість сталей.

Матеріали та методика. Плоскі зразки завдовжки 72 та 3...5 mm у перерізі зі сталей 08кп 08Х, 60Г, НВ-57, ШХ15, 12ГС, 08ГСЮТФ, АЦ45Х, АЦ18ХГТ роз-

тягували у вакуумі при 25...1250°C на установці ІМАШ-5 зі швидкістю переміщення рухомого захопу 1680 mm/h. Зразки зі сталі 12ГС стискали та розтягували за цих же температур на установці Інстрон-1195. Для спостереження за включеннями робочі поверхні зразків завдовжки 72 mm полірували, а виявлені оптичним мікроскопом Neophot-31 включення мітили реперними точками на пристрої ПМТ-3. Їх плавлення контролювали безпосередньо під час нагрівання та навантаження методом високотемпературної металографії [17, 18]. За випроб на установці ІМАШ-5 критичну деформацію ϵ_{cr} зразка, за якої в околі включень з'являлися дефекти, визначали числово за зміною відстані між реперними точками [17, 18], а на установці Інстрон-1195 фіксували переміщення рухомої траверси. Розкид результатів для деформації ϵ_{cr} не перевищував 2...3%. Розміри дефектів визначали за їх фотознімками, використовуючи стандартний пакет програм Axiovert M200 Mat для оптичного мікроскопа. НВ ідентифікували металографічним, петрографічним та мікрорентгеноспектральним методами [18].

Результати та їх обговорення. Гетерофазні (мультифазні) ВЕТ формуються за одночасної кристалізації фаз під час евтектичного перетворення, зокрема, зі структурою евтектики “e1–e2” – у вигляді регулярних колоній фаз (як мікрокомпозиції, тип яких залежить від складу і природи цих фаз), де одна фаза армована іншою з відмінною схильністю до пластичного деформування [5, 19]. Серед евтектик виділяють: (1) – сульфідні FeS–MnS, FeS–(Mn, Fe)S, FeS–Al₂S₃, (Fe, Cr, Mn)S–FeS, (Fe, Cr, Mn)S–(Fe, Mn)S; (2) – оксисульфідні FeS–FeO, MnS–MnO, MnO–FeS, (Fe, Mn)O–(Fe, Mn)S, (Fe, Mn, Cr)S–FeO; (3) – силікатні FeO·SiO₂–MnO·SiO₂, 2FeO·SiO₂–CaO·MgO·SiO₂, 2FeO·SiO₂–MnO·SiO₂, FeO·SiO₂–CaO, FeO·SiO₂–2CaO·Al₂O₃, SiO₂–CaO·MgO, SiO₂–CaO·FeO·SiO₂; (4) – оксисилікатні FeO–FeO·SiO₂; (5) – сульфосилікатні FeS–FeO·SiO₂ (рис. 1a–c). Існують також включення типу “ВЕТ-М” або “НВ-М” (6) (рис. 1d) з нижчою (ніж однофазні включення) пластичністю і здатністю до деформації, яку визначає пластичність базової фази евтектики [20].

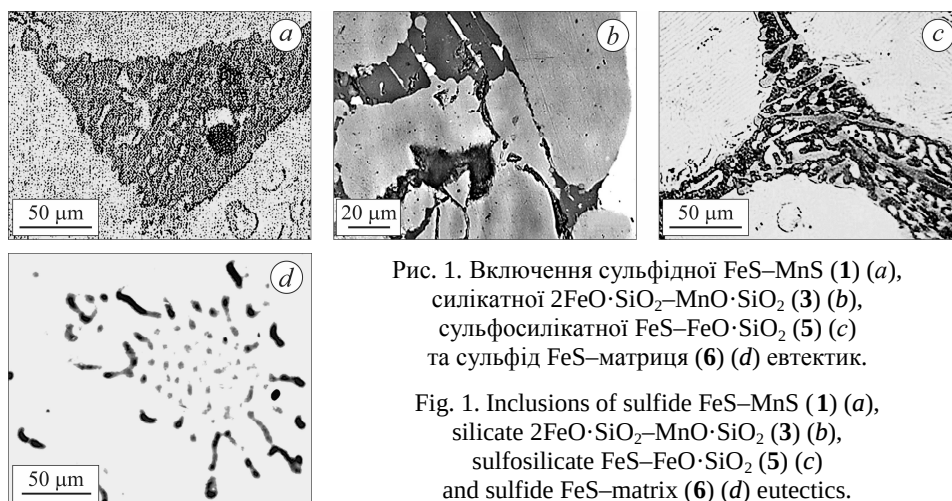


Рис. 1. Включення сульфідної FeS–MnS (1) (a), силікатної 2FeO·SiO₂–MnO·SiO₂ (3) (b), сульфосилікатної FeS–FeO·SiO₂ (5) (c) та сульфід FeS–матриця (6) (d) евтектик.

Fig. 1. Inclusions of sulfide FeS–MnS (1) (a), silicate 2FeO·SiO₂–MnO·SiO₂ (3) (b), sulfosilicate FeS–FeO·SiO₂ (5) (c) and sulfide FeS–matrix (6) (d) eutectics.

Евтектики типу “e1–e2”. Незалежно від температури деформування зразків досліджених сталей і в матриці поблизу ВЕТ, і у включеннях виявили ознаки локалізації деформації (рис. 2). Адже легкоплавкі евтектики містять сульфідні фази, які пластичні за будь-яких температур, та оксидні і силікатні, які з їх підвищенням також стають пластичними [20]. Механізми їх деформування та появи в них мікропошкоджень залежать від співвідношення характеристик пластичності включень та сталевих матриць, температури [20], будови, пластичності і когезив-

ної міцності міжфазних меж НВ–М та внутрішніх міжфазних меж у включеннях [5, 18, 21].

Порівняно з однофазними сульфідами включення сульфідних (1) і оксисульфідних (2) евтектик з обома пластичними фазами (базова сульфідна фаза в яких армована іншою сульфідною чи оксидною) менш пластичні. Це зумовлено невідповідністю деформацій обох фаз з різними фізико-механічними властивостями та тим, що сили тертя на міжфазних межах евтектик стримують їх пластичну деформацію. Окрім того, з підвищенням температури деформування пластичність включень зростає. Локалізація деформації поблизу цих евтектик в інтервалі температур від 25°C і аж до температури плавлення t_{melt} сприяє виникненню мікропорожнин через розшарування вздовж міжфазних меж між включеннями та матрицею сталі, які вважають в'язкими тріщинами (рис. 2а). Слід зазначити, що якщо пластичність евтектичних сульфідів вища, ніж сталевій матриці, наприклад, у сталі ШХ15, то за температури нижче 600°C включення хромистих сульфідів і оксисульфідних евтектик руйнуються крихко. Однак в інтервалі 600...1100°C збільшується пластичність і сталевій матриці, і евтектичних хромистих сульфідів. Тому через їх різну пластичність формуються розшарування уздовж меж їх поділу з утворенням порожнин.

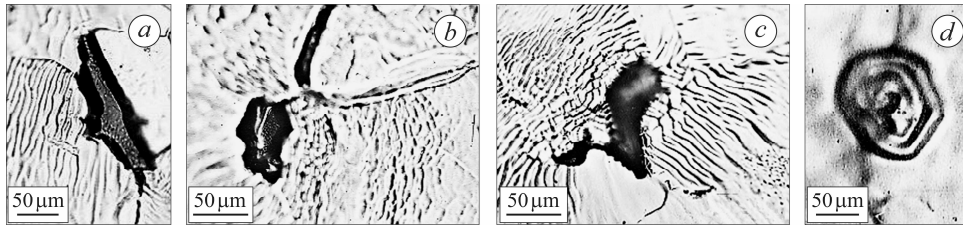


Рис. 2. Включення сульфідних (1) та оксисульфідних (2) евтектик у різних сталях перед (d) і після (a–c, e) деформування зразків за температури T до деформації ε :
 а – сталь 08Х, (Fe, Mn, Cr)S–FeO (2), $T = 900^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 15\%$;
 б – сталь НБ-57, MnS–FeS (1), $T = 1100^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 5\%$;
 с – сталь 08кп, FeS–FeO (2), $T = 1000^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 8\%$;
 d – сталь 60Г, (Fe, Mn)O–(Fe, Mn)S (2), $T = 1200^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 0\%$;
 e – сталь НБ-57, (Fe, Mn)S–FeO (2), $T = 1250^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 8\%$.

Fig. 2. Inclusions of sulfide (1) and oxysulfide (2) eutectics before (d) and after deformation (a–c, e) of specimens at temperature T and deformation ε :
 a – 08X steel, (Fe, Mn Cr)S–FeO (2), $T = 900^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 15\%$;
 b – NB-57 steel, MnS–FeS (1), $T = 1100^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 5\%$;
 c – 08kp steel, FeS–FeO (2), $T = 1000^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 8\%$;
 d – 60Г steel, (Fe, Mn)O–(Fe, Mn)S (2), $T = 1200^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 0\%$;
 e – NB-57 steel, (Fe, Mn)S–FeO (2), $T = 1250^\circ\text{C}$, $\varepsilon = 8\%$.

За певної температури включення плавилися і в сталі виникали порожнини, заповнені розплавом (рис. 2b, c), поблизу яких з'являвся характерний деформаційний рельєф. Евтектика починала плавитися біля межі поділу з матрицею, потім – уздовж внутрішніх міжфазних меж у включенні і, нарешті, повністю розплавлялася під час деформування включення. Розміри порожнин інтенсивно збільшувалися через плавлення сульфідних (1) та оксисульфідних (2) евтектик, температури плавлення t_{melt} яких становили: 1190°C – для евтектик (Fe, Cr, Mn)S–FeS; 1050°C – для (Fe, Mn)S–FeS, MnS–FeS (1); 980°C – для FeS–FeO; 1120°C – для FeO–(Fe, Mn)S; 1250°C – для (Fe, Mn, Cr)S–FeO; 1120°C – для MnS–MnO, MnO–FeS, (Fe, Mn)O–(Fe, Mn)S (2). Включення почали плавитися навіть без деформування зразків (рис. 2d).

Деформація зразка ϵ_{cr} , за досягнення якої поблизу сульфідних (1) та оксисульфідних (2) евтектик виникали мікропошкодження, залежала від типу включення, пластичності сталеві матриці та температури (див. таблицю). Пластичність усіх сталей в інтервалі 25...600°C змінюється несуттєво і тому критична деформація ϵ_{cr} залишалася незмінною. За температури понад 600°C вона зростає і максимальні її значення відповідають деформації за досягнення температури t_{melt} . Після розплавлення включень значення ϵ_{cr} різко зменшуються, що є ознакою червоноламокості. Для всіх сталей і за всіх температур випробувань значення ϵ_{cr} для сульфідних евтектик (1) були нижчі, ніж для оксисульфідних (2).

Критична деформація ϵ_{cr} та розмір дефектів біля гетерофазних включень D_c (або D_{cav}) залежно від температури деформування зразків T^*

Сталь; тип руйнування; неметалеві включення		ϵ_{cr} , % / D_c (або D_{cav}), μm							
		T , °C							
		25	600	900	980	1000	1100	1200	1250
Евтектики "e1-e2"									
(1)	08X, ПОР, (Fe, Cr)S-FeS	10 / 16 (27)	11 / 15 (29)	18 / 12 (31)	—	24 / 9 (38)	34 / 9 (44)	2 / 58 (12)	3 / 67 (12)
	НБ-57, ПОР, (Fe, Mn)S-FeS	7 / 14 (32)	8 / 12 (37)	24 / 11 (39)	—	26 / 10 (42)	29 / 10 (44)	3 / 42 (10)	3 / 62 (14)
(2)	08X, ПОР, (Fe, Cr)S-FeO	14 / 18 (27)	15 / 17 (29)	23 / 10 (31)	—	27 / 7 (38)	34 / 7 (44)	39 / 9 (12)	6 / 74 (12)
	08кп, ПОР, FeS-FeO	18 / 28 (38)	19 / 15 (44)	28 / 12 (57)	3 / 68 (15)	23 / 5 (33)	30 / 5 (39)	33 / 6 (12)	4 / 62 (12)
(3)	12ГС, КТ, FeO·SiO ₂ -MnO·SiO ₂	2,6 / 22 (8)	10 / 34 (12)	—	—	—	—	—	—
	Те саме, ПОР	—	12 / 22 (17)	26 / 30 (28)	—	33 / 23 (39)	37 / 25 (41)	2 / 74 (2)	3 / 76 (3)
(4)	12ГС, КТ, FeO-FeO·SiO ₂	4,6 / 25 (8)	11 / 27 (14)	—	—	—	—	—	—
	Те саме, ПОР	—	13 / 29 (22)	27 / 39 (35)	—	31 / 25 (32)	33 / 22 (38)	4 / 65 (4)	5 / 66 (5)
(5)	08ГСЮТФ, КТ, FeS-FeO·SiO ₂	10,2 / 43 (22)	—	—	—	—	—	—	—
	Те саме, ПОР	12,5 / 9,5 (18)	18,5 / 9,5 (23)	38 / 45 (31)	—	35 / 21 (37)	45 / 23 (43)	7 / 54 (7)	8 / 68 (8)
Евтектики "НВ-М"									
(6)	08ГСЮТФ, ПОР, (Mn, Fe)S-M	8 / —	14,6 / —	23,2 / —	—	14,3 / —	2 / —	3 / —	3 / —
	08кп, КТ, FeO·SiO ₂ -M	4,1 / —	9,9 / —	—	—	—	—	—	—
	Те саме, ПОР	—	11,8 / —	28,6 / —	—	38,3 / —	3 / —	3 / —	4 / —
	08кп, КТ, MnO-M	5,2 / —	10,4 / —	—	—	—	—	—	—
	Те саме, ПОР	—	12,4 / —	29,1 / —	—	39,1 / —	2 / —	3 / —	3 / —

Примітка: у чисельнику і знаменнику – відповідно, значення критичної для появи дефектів деформації ϵ_{cr} та розміри крихкої тріщини (КТ) D_c або порожнини (ПОР) D_{cav} ; у дужках – деформація зразка у момент заміру значень D_c і D_{cav} , %; розміри дефектів визначено поблизу включень завбільшки 25 μm ; (1) – сульфідні, (2) – оксисульфідні, (3) – силікатні, (4) – окси-силікатні, (5) – сульфосилікатні, (6) – НВ-М евтектики.

Природа порожнин поблизу сульфідних (1) та оксисульфідних (2) включень залежала від температури, що визначає їх пластичність та сталеву матрицю. Розшарування вздовж меж НВ–М відбувалися, в основному, з утворенням в'язких дефектів (порожнин). Однак подекуди (зокрема, за температури нижче 600°C, коли пластичність включень у сталях 08Х, НБ-57, АЦ45Х, АЦ18ХГТ, ШХ15 невисока [5, 18]) уздовж міжфазних меж формувалися крихкі тріщини. Виникнення дефектів обох типів сприяла значна концентрація напружень на межі поділу ВЕТ зі сталеву матрицею з утворенням тут дислокаційних скупчень [5, 18]. За високої температури порожнини формувалися не лише шляхом розшарування уздовж меж НВ–М, але найчастіше – через оплавлення включень.

Швидкість росту порожнин поблизу сульфідних (1) та оксисульфідних (2) евтектик залежала від їх природи, типу сталі та температури деформування зразків (див. таблицю). Якщо включення не плавилися, то що вищою була ця температура, то меншими були в'язкі порожнини. В діапазоні 600...900°C вони росли тим повільніше, що вищими були пластичність сталі і температура. Швидкість росту порожнин в усіх сталях різко підвищувалась за оплавлення включень.

Такі ВЕТ, як силікати (3), оксисилікати (4) та сульфосилікати (5) мають складний фазовий вміст. Зокрема, включення евтектики $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2 - \text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ сприяють локалізації пластичної деформації в матриці сталі 12ГС за її стиску в інтервалі 25...1250°C. Адже за кімнатної температури силікатні складники включень пластично не деформуються [20], а руйнуються з утворенням крихких тріщин (рис. 3а). З підвищенням температури до 600°C вони втрачають пластичність і тому за певної деформації тут виникають крихкі тріщини (див. таблицю). За температури понад 600°C (і аж до 1200°C) уздовж меж поділу включень з матрицею через розшарування виникають порожнини (рис. 3б). В інтервалі 700...1200°C крихких тріщин у включеннях не було.

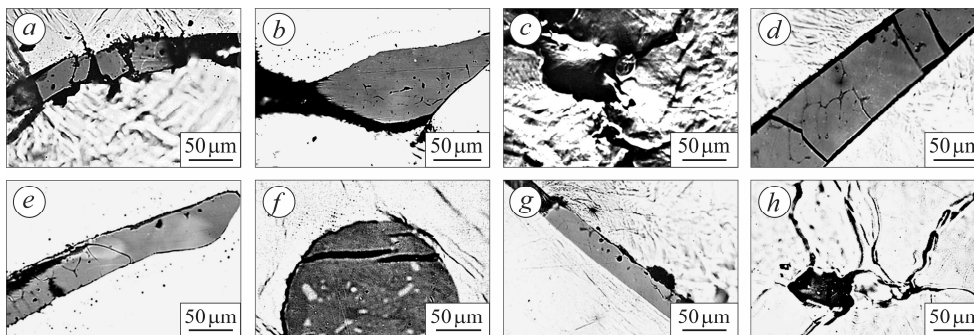


Рис. 3. Включення силікатної (3) $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2 - \text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ (а–с), оксисилікатної (4) $\text{FeO} - \text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ (d, e) і сульфосилікатної (5) $\text{FeS} - \text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ (f–h) евтектик після деформації ϵ стиском (а–с) і розтягом (d, e) зразків сталей 12ГС (а–е) та 08ГСЮТФ (f–h) при 600°C: а – $\epsilon = 6\%$, b – 15, d – 14, e – 16, f – 5%; c – 1250°C, $\epsilon = 4\%$; g – 900°C, $\epsilon = 12\%$; h – 1200°C, $\epsilon = 5\%$.

Fig. 3. Inclusions of silicate (3) $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2 - \text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ (a–c), oxysilicate (4) $\text{FeO} - \text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ (d, e) and sulfosilicate (5): $\text{FeS} - \text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ (f–h) eutectics after deformation ϵ by compression (a–c) and tension (d, e) of 12ГС (a–e) and 08ГСЮТФ steels (f–h) at 600°C: a – $\epsilon = 6\%$, b – 15, d – 14, e – 16, f – 5%; c – 1250°C, $\epsilon = 4\%$; g – 900°C, $\epsilon = 12\%$; h – 1200°C, $\epsilon = 5\%$.

При 1230°C включення силікатних евтектик (3) плавилися і в сталі формувалися порожнини, заповнені розплавом (рис. 3с). Температура плавлення t_{melt} включень цих евтектик залежить від співвідношення компонентів у їхньому складі і становить 1230...1250°C.

Окисилікатні (4) евтектики деформувались, як і силікатні (3), оскільки їх базова фаза силікатна. За температури нижче 600°C вони руйнувалися крихко (рис. 3d), а за досягнення 600°C і вище виявляли слабку пластичність, однак, після певної деформації сталі в них виникали крихкі тріщини (див. таблицю). Крім того, за температури понад 600°C внаслідок розшарування уздовж меж поділу включення–матриця з'являлись деформаційні порожнини (рис. 3d). Отже, температура 600°C є граничною для переходу від одного виду мікроруйнування (крихкі тріщини) до іншого (порожнини або в'язкі тріщини). За температури близько 1200°C включення плавилась, що спричиняло руйнування зразків на ранніх стадіях деформування (див. таблицю).

Для силікатних (3) та окисилікатних (4) евтектик визначили деформації ϵ_{cr} , за яких з'являлися крихкі тріщини у включеннях та порожнини вздовж меж включення–матриця в сталі (див. таблицю). В інтервалі 25...500°C, коли пластичність включень незначна, а сталевій матриці – майже незмінна, величина ϵ_{cr} залишалася на одному рівні і крихкі тріщини у включеннях виникали вже на початку деформування зразків. При 600°C, коли пластичність сталі зросла, крихкі тріщини у включеннях формувались за вищого значення ϵ_{cr} . Температура 600°C виявилася перехідною від одного типу мікроруйнування до іншого, коли починали з'являтися порожнини. При 600°C значення ϵ_{cr} , необхідне для формування порожнин, більше, ніж для зародження крихких тріщин. За вищих температур значення ϵ_{cr} , за яких утворювалися порожнини, зростали. При 1230...1250°C це обумовлено плавленням включень силікатних та окисилікатних евтектик.

Деформація сульфосилікатних (5) евтектик залежить від базової фази. Якщо це силікат, то такі включення деформувались так само, як і силікатні (3) чи окисилікатні (4). Значення ϵ_{cr} для ВЕТ (5) були близькі до визначених для ВЕТ (3) і (4). Якщо ж базовою фазою ВЕТ (5) був сульфід, то їх деформування супроводжувалось певними особливостями. За всіх температур сульфідна фаза пластична [20]. Проте, оскільки ВЕТ це – мікрокомпозит, то силікатний його складник стримував пластичне течіння сульфідного. Тому при 25...300°C розтріскувалися самі включення (рис. 3g), причому за вищих критичних деформацій ϵ_{cr} , ніж для силікатних евтектик (3) (див. таблицю). За всіх температур з досягненням певної деформації ϵ_{cr} виявляли деформаційні порожнини (рис. 3g). Таким чином, на відміну від силікатних (3) та окисилікатних (4) евтектик, для сульфосилікатних включень (5) не зафіксували температури, за якої змінювався би тип мікроруйнування. За досягнення температур 1120...1230°C ВЕТ (5) оплавлялися (рис. 3h) і вже на початковому етапі деформування сталі розвивалася її червоноламкість (див. таблицю).

Виділили три етапи мікроруйнування ВЕТ (сульфідів, окисульфідів, силікатів, окисилікатів, сульфосилікатів). Впродовж першого з них відбувалися локалізація деформації та зародження мікроруйнувань через досягнення критичної деформації сталі, яка залежала від температури, типу включення та пластичності його фаз. Характер тріщиноутворення теж залежить від температури випробувань (див. таблицю). Зокрема, для силікатних (3) та окисилікатних (4) включень температура переходу від одного виду тріщин деформування до іншого становила 600°C. Поява порожнин за температур 1120...1250°C зумовлена плавленням ВЕТ. На другому етапі руйнування зі збільшенням пластичної деформації у включеннях утворювалися крихкі тріщини, а в сталевій матриці – порожнини. Швидкість поширення мікроруйнувань залежала від їх типу та температури (див. таблицю). За оплавлення включень швидкість росту порожнин суттєво вища, ніж деформаційних порожнин. Упродовж третього етапу тріщини від ВЕТ поширювалися вглиб матриці та об'єднувалися в магістральну тріщину. За розплавлення

включень значення деформації, необхідне для реалізації кожного із етапів, значно зменшувалося. Оплавлення включень сприяло швидкому поширенню порожнин та руйнуванню сталі за порівняно несуттєвої деформації.

Включення типу “евтектика включення–матриця”. Дослідили особливості деформації гетерофазних включень типу “НВ–М” (6), де червоноламкість обумовлюють легкоплавкі сульфідні, окисульфідні та силікатні фази в складі НВ. Ці евтектики, як правило, розташовані вздовж меж зерен у сталевій матриці. Тут важлива температура плавлення евтектик (сульфід–матриця). Зокрема, для евтектик Fe–FeS чи Fe–(Fe, Mn)S вона становила 985°C, для Fe–FeO–FeS, Fe–FeO дорівнювала 940°C; силікат–матриця (де присутні оксиди заліза, марганца та кремнію) – 1000...1230°C. Ці температури потрапляють в інтервал температур гарячої деформації сталей за оброблення тиском (850... 1250°C). Через червоноламкість сталь з підвищеним вмістом сірки не піддається такому обробленню, оскільки гетерофазні включення евтектик типу “НВ–М” розплавляються і утворюють надриви і тріщини.

В інтервалі 25...900°C включення евтектик типу “НВ–М” сприяли локалізації деформації в сталевій матриці. Пластичність включень залежала від їх типу та температури деформування. За кімнатної сульфідна фаза (як складник НВ) пластична, тоді як оксидні та силікатні пластично не деформуються. Під дією напружень у включеннях виникали в’язкі (за наявності сульфідної фази в НВ) або крихкі (оксидної або силікатної фаз в НВ) тріщини. В основному – уздовж внутрішніх міжфазних меж (зокрема, НВ ↔ М). З підвищенням температури до 600°C фази в складі НВ виявляють слабку пластичність. Тому з досягненням певної деформації у включеннях зароджувались крихкі тріщини (уздовж внутрішніх міжфазних меж НВ ↔ М). За вищих температур (аж до температур плавлення включень) внаслідок розшарувань уздовж меж включення–матриця утворювалися в’язкі тріщини (типу порожнин; рис. 4а). За температури плавлення включення починали оплаватися уздовж меж НВ ↔ М (рис. 4б), що тривало і під час деформації. Ця температура залежала від властивостей фаз у складі включень і її визначали з відповідних діаграм стану [18].

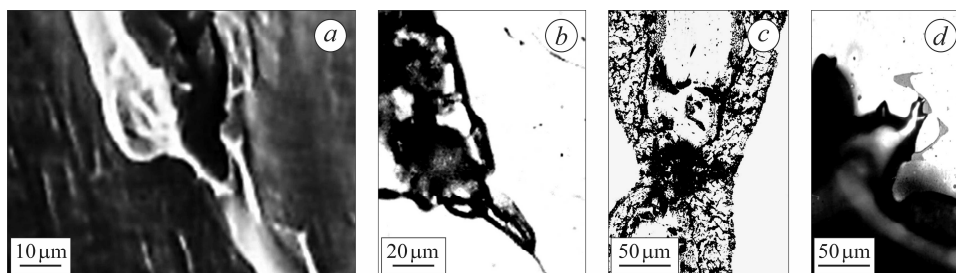


Рис. 4. Тріщина від включення типу евтектика “включення–матриця” у сталі 08ГСЮТФ (а, б) і прояви червоноламкості в структурі сталі 08кп (с) та від поверхні кочення залізничного колеса (d):
а – евтектика (Mn, Fe)S–М; б – FeO·SiO₂–М.

Fig. 4. Crack near inclusions of “inclusion–matrix” eutectic in 08ГСЮТФ steels (а, б) and zones of red brittleness in deformed steel 08кп (с) and near the rolling surface of a railway wheel (d):
а – eutectic (Mn, Fe)S–М; б – FeO·SiO₂–М.

Гетерофазні включення типу евтектик “НВ–М” руйнувались у три етапи. Впродовж першого відбувалися локалізація деформації та зародження мікроруйнувань. Деформація сталі ϵ_{cr} залежала від типу НВ та температури, яка визначала характер мікротріщин (див. таблицю). В інтервалі 25...500°C сульфідна фаза в НВ

зберігала пластичність, тоді як оксидна і силікатна втрачали її, а пластичність сталеві матриці майже не змінювалася. Тому значення ε_{cr} залишалося майже незмінним і крихкі тріщини на внутрішніх міжфазних межах НВ $\leftrightarrow$ М з'являлися вже на початку деформування. При 600°C, коли пластичність сталей зростала, крихкі тріщини у включеннях виникали за вищого значення ε_{cr} (див. таблицю).

Температура 600°C виявилася перехідною від одного типу мікроруйнування до іншого, коли почали з'являтися порожнини (в'язкі тріщини) уздовж внутрішніх міжфазних меж НВ $\leftrightarrow$ М. Деформація ε_{cr} , необхідна для їх формування при 600°C, більша, ніж для утворення тріщин в усіх НВ з різними фазами. За вищих температур значення ε_{cr} для утворення порожнин зростали. Впродовж другого етапу зі збільшенням деформації сталі в'язкі або крихкі тріщини поширювались у самих включеннях. За їх оплавлення швидкість росту порожнин була значно вищою, ніж деформаційних порожнин в інтервалі температур 600°C... t_{melt} . Під час третього етапу тріщини поширювались від включень у сталеву матрицю. Їх оплавлення сприяло швидкому росту порожнин та руйнуванню сталі, тобто прояву червоноламкості.

Щоб подолати червоноламкість під час розкиснення сталей, до включень додають Mn, Ti, Cr, W, Ni тощо [1, 5, 18]. Її спричиняють легкоплавкі включення та їх евтектики. Вона проявляється вже під час виробництва металопродукції зі сталей різного типу і призначення у вигляді тріщин і розшарувань та різким зниженням пластичності (рис. 4с) [1]. А також може виникати в залізничних колесах (внаслідок різкого гальмування рухомого складу) через оплавлення сульфідних евтектик у сталі (рис. 4d) [18].

ВИСНОВКИ

Легкоплавкі включення сульфідних, окисульфідних, силікатних, оксисилікатних, сульфосилікатних евтектик, а також евтектик типу “включення–матриця” сприяють червоноламкості сталей в температурних інтервалах технологічних процесів виробництва металопродукції. Деформаційні крихкі та в'язкі тріщини або порожнини, спричинені включеннями евтектик, залежать від природи цих включень та температури деформування. Температуру плавлення евтектик визначають фази, що утворюють включення, та їх хімічний склад. Хімічний склад сталей слід коригувати, щоб унеможливити утворення легкоплавких евтектик та аналізувати їх структуру, а отже, визначати режим гарячого оброблення тиском, щоб запобігти червоноламкості.

1. *Виноград М. И., Громова Г. П.* Включения в легированных сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1972. – 216 с.
2. *Кислинг Р., Ланге Н.* Неметаллические включения в стали. – М.: Металлургия, 1968. – 124 с.
3. *Kiessling R.* The influence of the inclusions on the properties of steels. 1. The concepts of micro- and macro-inclusions // *Jernkontorets annaler*. – 1969. – **153**, № 2. – P. 79–85.
4. *The formation mechanisms and evolution of multi-phase inclusions in Ti–Ca deoxidized offshore structural steel / Zhe Rong, Hongbo Liu, Peng Zhang, Feng Wang, Geoff Wang, Baojun Zhao, Fengqiu Tang, and Xiaodong Ma* // *Metals*. – 2022. – № 12. – 511 p. <https://doi.org/10.3390/met12030511>; <https://www.mdpi.com/journal/metals>.
5. *Губенко С. И.* Гетерофазные микрокомпозитные включения в сталях. – Germany–Mauritius, Beau Bassin: Palmarium Acad. Publ., 2019. – 330 с.
6. *Shen-yang Song Jing Li and Wei Yan.* Reaction between molten steel and CaO–SiO₂–MgO–Al₂O₃–FeO slag under varying amounts of converter carryover slag // *J. of Mat. Res. and Techn.*, Publ. Date: 2022–02–03, DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.01.154.
7. *Influence of non-metallic inclusions on local deformation and damage behavior of modified 16MnCrS5 steel / F. Qayyum, M. Umar, V. Elagin, M. Kirschner, and F. Hoffman* // *Crystals*. – 2022. – **12**. – 281 p. <https://doi.org/10.3390/cryst12020281>.

8. *Yan Wang, Li-guang Zhu and Jin-xia Huo.* Relationship between crystallographic structure of complex inclusions $MgAl_2O_4/Ti_2O_3/MnS$ and improved toughness of heat-affected zone in shipbuilding steel // J. of Iron and Steel Res. Int. DOI: 10.1007/s42243-021-00725-9.
9. *Agglomeration* and clustering of $CaO-Al_2O_3-MgO$ leading to super large-size line-shape inclusions in high carbon chromium bearing steel / Z. Miao, H. Long, G. Cheng, W. Qiu, S. Zhong, and D. Yu // Metallurgical and Mat. Transact. B. – 2022. – **53**, № 1. – P. 512–525. DOI: 10.1007/s11663-021-02387-0.
10. *Formation* of complex Inclusions in gear steels for modification of manganese sulphide / H. Ahmad, B. Zhao, S. Lyu, and Z. Huang // Metals. – 2021. – № 11. – P. 2051. <https://doi.org/10.3390/met11122051>.
11. *Nonmetallic* inclusions in 08Kh18N10T steel as the cause of initiation of defects in heat-exchange tubes of steam generators of nuclear power plants / V. M. Voevodyn, A. S. Mytrofanov, S. V. Hozhenko, R. L. Vasylenko, E. O. Krainyuk, A. V. Bazhukov, A. M. Palii, and P. E. Mel'nyk // Materials Science. – 2019. – **55**, № 2. – P. 152–159. DOI: 10.1007/s11003-019-00282-3.
12. *Jose Manuel Naranjo Espinosa.* The effect of deoxidation practice on nonmetallic inclusions and their effect on mechanical properties of a low alloy steel // The University of Sheffield: Thesis for the degree of Doctor of Philosophy, 2018. – 262 p.
13. *Degradation* Theory of Long Term Operated Materials and Structures / G. Lesiuk, J. A. F. O. Correia, H. V. Krechkovska, G. Pekalski, A. M. P. de Jesus, and O. Student // Structural Integrity, Vol. 15; Book chapter 3: Sensitivity of puddled steels to stress corrosion cracking and estimation of their state with using electrochemical parameters. – P. 55–93. Book chapter 4: Case studies: Structural, fractographic and mechanical aspects of the steels degradation of the hyperboloid grid shell towers. – Switzerland: Springer Nature Switzerland AG, 2021. – P. 95–125.
14. *Використання* електролітичного наводнювання для візуалізації пошкодженості тривало експлуатованої теплозмішувальної сталі парогонів ТЕС / І. О. Цибайло, Л. М. Свірська, П. Р. Соловей, С. Р. Кречковська, Д. М. Дацко, О. З. Студент // Фіз-хім. механіка матеріалів. – 2022. – **58**, № 5. – С. 41–47.
15. *Ranking* of the mechanical characteristics of steels of steam pipelines of thermal power plants by their sensitivity to in-service degradation / O. Z. Student, H. V. Krechkovska, L. M. Svirskaya, B. I. Kindratskyi, and V. V. Shyrokov // Materials Science. – 2021. – **57**, № 1. – P. 71–79.
16. *Шнир Х.-И.* Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации. – М.: Металлургия, 1971. – 126 с.
17. *Лозинский М. Г.* Тепловая микроскопия материалов. – М.: Металлургия, 1976. – 304 с.
18. *Губенко С. И., Ошкардеров С. П.* Неметаллические включения в стали. – К.: Наук. думка, 2016. – 528 с.
19. *Таран Ю. Н.* Строение эвтектик и создание новых сплавов эвтектического типа // Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя. – К.: Наук. думка, 1998. – С. 176–197.
20. *Gubenko S. I.* Plasticity origin of heterophase inclusions at steel forming // Steel in Translation. – 2020. – **50**, № 10. – P. 730–739.
21. *Gubenko S. I.* On the cohesive strength of the boundaries between nonmetallic inclusions and steel // Materials Science. – 1996. – **31**, № 3. – P. 331–336. <https://doi.org/10.1007/BF00558555>.

Одержано 15.04.2022