

УДК 669.14.018.295:620.192

ВПЛИВ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ НА МІЦНІСТЬ МІЖФАЗНИХ МЕЖ ВКЛЮЧЕННЯ–МАТРИЦЯ СТАЛІ ПІД ЧАС ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

С. І. ГУБЕНКО

Національна металургійна академія України, Дніпро

Досліджено вплив лазерної обробки на механізм формування мікроруйнувань на межах включення–матриця під час пластичної деформації ряду сталей. Показано, що вона сприяє підвищенню когезійної міцності цих меж залежно від енергії і часу імпульсу та температури і швидкості деформації.

Ключові слова: *сталь, межа включення–матриця, лазерна обробка, міцність, пластична деформація.*

Відомо, що неметалеві включення є причиною утворення дефектів зміцненого шару під час лазерної обробки (ЛО) [1]. Встановлено також, що попередня лазерна дія впливає на поведінку неметалевих включень під час пластичної деформації [1]. Мета роботи – виявити вплив режиму ЛО на механізм та параметри утворення мікроруйнувань уздовж міжфазних меж включення–матриця сталі під час деформації за підвищених температур.

Матеріали і методики. Зразки низьковуглецевих сталей 08кп, 08Х, 08Т, 08Ю, а також колісної R7, рейкової НБ-57, підшипникової ШХ15 сталей з полірованою поверхнею піддавали ЛО на установці ГОС-30М за енергії імпульсу $W_{\text{imp}} = 10, 18, 25$ і 30 Дж. Швидкість нагрівання 10^5 °C/s, тривалість імпульсу $\tau = (1,0; 2,5; 3,6; 4,2$ і $6,0) \cdot 10^{-3}$ с, швидкість охолодження 10^6 °C/s. Під час дослідження утворення мікроруйнувань зразки сталей розтягували у вакуумі за температур $1000 \dots 1250$ °C на установках Інстрон-1195 та ІМАШ-5С-65 з швидкостями переміщення захватів $v_1 = 800$, $v_2 = 1680$ і $v_3 = 2000$ mm/min. Щоб встановити локальну деформацію за методикою [1], поблизу включень на поверхні зразків за допомогою пристрою ПМТ-3 наносили бази реперних точок. Ідентифікували включення металографічним, мікрорентгеноспектральним і петрографічним методами [1].

Результати досліджень та їх обговорення. Як встановили раніше [1], поблизу усіх видів включень після лазерної дії та механічного навантаження спостерігали локалізацію деформації, яка призвела до утворення мікроруйнувань. Відомо, що для багатьох включень за розтягу характерне утворення порожнин (в'язких тріщин) через розшарування уздовж міжфазних меж включення–матриця [1]: оксидів у сталях 08Ю, 08кп, 08Х, деяких сульфідів і сульфідних евтектик у сталях НБ-57, ШХ15, 08Ю. Водночас для включень оксидів, нітриду та карбонітриду титану в сталі 08Т, силікатів у сталі 08Ю характерніші утворення крихких тріщин в їхньому тілі. Після пластичної деформації без попередньої ЛО поблизу включень Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$, залізомарганцевих сульфідів виникли порожнини – в'язкі тріщини (рис. 1а, б). За наявності залізомарганцевих силікатів незалежно від ступеня їх пластичності в них виникали крихкі тріщини (рис. 1с). За

температур плавлення легкоплавких сульфідних евтектик у сталі формувалися заповнені розплавом порожнини, від яких розвивались тріщини (рис. 1*d*).

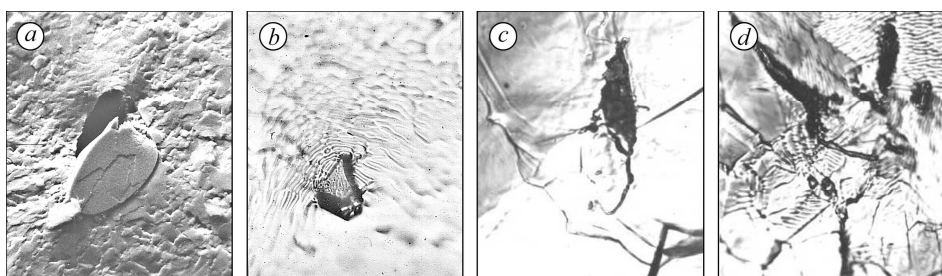


Рис. 1. Включення $MnO \cdot Al_2O_3$ в сталі 08Ю (*a*), $FeS-(Fe, Mn)S$ в сталі НБ-57 (*b*), $MnO \cdot SiO_2$ в сталі R7 (*c, d*) після гарячої деформації без попередньої лазерної обробки ($\times 500$).

Fig. 1. $MnO \cdot Al_2O_3$ inclusions in 08Ю steel (*a*), $FeS-(Fe, Mn)S$ in НБ-57 steel (*b*), $MnO \cdot SiO_2$ in R7 steel (*c, d*) after hot deformation without preliminary laser treatment ($\times 500$).

Визначені критичні деформації ϵ_{cr} , за яких виникали мікроруйнування поблизу включень без попередньої ЛО (табл. 1). Що вища температура деформації, то більша ϵ_{cr} для усіх видів включень і мікроруйнувань. Але під час плавлення сульфідів і силікатів ϵ_{cr} різко знижується внаслідок розвитку червоноламкості [1]. Виявлено вплив швидкості деформування (v_1, v_2, v_3) на ϵ_{cr} . За переходу від v_1 до v_2 вона зростає внаслідок підвищення інтенсивності проковзування, яке сприяє деформаційному зміцненню міжфазних меж включення–матриця [1]; за переходу від v_2 до v_3 величина ϵ_{cr} знову знижується через утруднення динамічних релаксаційних процесів на межах включення–матриця.

Таблиця 1. Значення критичної деформації ϵ_{cr} (%) для сталі R7 за різних температур і швидкостей деформування (v_1, v_2, v_3)

Включення, дефект, обробка	Температура деформації, °C								
	1000			1100			1200		
	v_1	v_2	v_3	v_1	v_2	v_3	v_1	v_2	v_3
$Al_2O_3, MnO \cdot Al_2O_3$, порожнини, без ЛО	17	22	18	22	28	24	30	36	32
$(Fe, Mn)S$, порожнини, без ЛО	24	29	25	28	33	30	8	14	10
$(Fe, MnO) \cdot SiO_2$, тріщини у включенні, без ЛО	5	9	7	22	30	25	25	35	28
$Al_2O_3, MnO \cdot Al_2O_3$, крихкі розшарування на межах включення–матриця, після ЛО, $W_{imp} = 25 \text{ J}$, $\tau_{imp} = 3,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}$	25	30	26	32	37	33	35	42	38
$(Fe, Mn)S$, крихкі розшарування на межах включення–матриця, після ЛО, $W_{imp} = 25 \text{ J}$, $\tau_{imp} = 3,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}$	30	35	31	35	42	38	15	20	14
$(Fe, MnO) \cdot SiO_2$, тріщини у включенні, після ЛО, $W_{imp} = 25 \text{ J}$, $\tau_{imp} = 3,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}$	14	22	16	25	37	30	29	42	35

Поблизу включень оксидів $Al_2O_3, MnO \cdot Al_2O_3$ і $MgO \cdot Al_2O_3$, сульфідів, сульфідних евтектик $FeS-FeO$ і $(Fe, Mn)S-FeS$ без ЛО після гарячої деформації виникли порожнини (рис. 1*a, c*). Водночас після ЛО за деформації до 30...35% біля цих включень порожнин не виявили (рис. 2*a, c*). Подальше підвищення ступеня

деформації призвело до утворення уздовж міжфазних меж тонких розшарувань – крихких тріщин (рис. 2*c, d*).

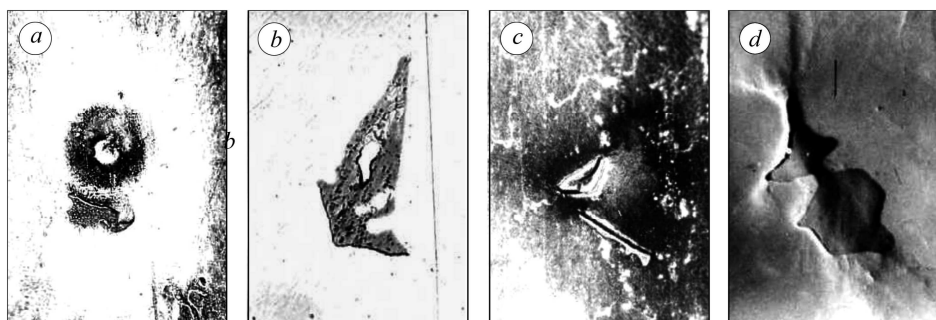


Рис. 2. Включення після лазерної обробки і гарячої деформації сталі R7:
a – MnO·Al₂O₃; *b* – FeS–(Fe, Mn)S; *c, d* – (Fe, Mn)S (×500).

Fig. 2. Inclusions after laser treatment and deformation in R7 steel:
a – MnO·Al₂O₃; *b* – FeS–(Fe, Mn)S; *c, d* – (Fe, Mn)S (×500).

На завершальних етапах деформації (перед руйнуванням зразків) в матриці поблизу включень спостерігали тріщини, котрі були продовженням крихких розшарувань на міжфазних межах, або виникали поблизу включень внаслідок гальмування зсувів у сталевій матриці. Розвиток цих тріщин призводив до макроруйнування зразків. Критична деформація, за якої виникали крихкі розшарування уздовж меж включення–матриця після попередньої лазерної обробки, залежить від температури деформації (див. табл. 1). Значення ϵ_{cr} після ЛО для усіх видів включень суттєво вищі, ніж без неї. Це пов'язано з впливом попереднього лазерного зміцнення меж включення–матриця.

Значення ϵ_{cr} зростають за усіх режимів ЛО, але найбільше при $W_{imp} = 18...25$ J, що вказує на оптимальний інтервал енергій та час $\tau_{imp} = 3,6 \cdot 10^{-3}$ s імпульсної лазерної дії, за яких досягають зміцнення меж включення–матриця (табл. 2).

Таблиця 2. Значення ϵ_{cr} для різних типів включень у сталі R7 за швидкості деформування v_2 і температури 1100°C залежно від режиму лазерної обробки

W_{imp}, J	$\tau_{imp}, \times 10^{-3}, s$	$\epsilon_{cr}, \%$	
		Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃	(Fe, Mn)S
10	1,0	30	34
	3,6	36	39
18	1,0	35	39
	3,6	39	45
25	1,0	37	42
	3,6	42	46
30	1,0	32	35
	3,6	36	39

Критичний розмір включень D оксидів, поблизу яких виникають крихкі розшарування, залежить від температури і суттєво зростає після ЛО (табл. 3). Розмір тріщин поблизу включень оксидів зменшується з підвищенням температури деформації, причому на початкових етапах деформації ($\epsilon = 10...22\%$) за усіх температур випробувань він залишається більшим, ніж розмір крихких розшарувань

після попередньої ЛО. З підвищенням ступеня деформації крихкі розшарування зростають швидше, ніж порожнини, тому їхній розмір більший, ніж порожнин без попередньої ЛО. Винятком є швидкий ріст дефектів за плавлення включень під час гарячої деформації.

Таблиця 3. Вплив температури деформації на критичний розмір включень D та порожнин d_{void} або крихкого розшарування l_{brittle} з підвищенням ступеня деформації сталі R7

Включення, дефект, обробка	$t, ^\circ\text{C}$	$D, \mu\text{m}$	$\epsilon, \%$	$d_{\text{void}}, \mu\text{m}$	$l_{\text{brittle}}, \mu\text{m}$
MnO·Al ₂ O ₃ , порожнина, без ЛО	1000	11	10	3	–
			20	8	–
			40	12	–
	1100	12	10	12	–
	1200	15	10	19	–
	MnO·Al ₂ O ₃ , крихке розшарування, після ЛО, $W_{\text{imp}} = 25 \text{ J}; \tau_{\text{imp}} = 3,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}$	1000	20	22	–
30				–	16
40				–	32
1100		25	22	–	6
1200		30	22	–	6
FeS–(Fe, Mn)S, порожнина, без ЛО		1000	15	10	3
	20			10	–
	40			18	–
	1100	18	10	4	–
			20	38	–
			40	50	–
1200	20	10	28	–	
FeS–(Fe, Mn)S, крихке розшарування, після ЛО, $W_{\text{imp}} = 25 \text{ J}; \tau_{\text{imp}} = 3,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}$	1000	25	22	–	2
			30	–	20
			40	–	35
	1100	28	22	–	0
	1200	38	22	–	0

Лазерна дія сприяє утворенню крихких тріщин та розшарувань уздовж меж включення–матриця або зміні типу мікроруйнувань поблизу включень. Вона призводить до того, що за гарячої деформації відбувається стримання проковзування уздовж меж включення–матриця, хоча розшарування з'являються за вищих деформацій, ніж порожнини за відсутності ЛО. Тобто контактна взаємодія включень з матрицею в момент лазерної дії призводить до зміцнення меж включення–матриця і підвищення тріщиностійкості сталі. Існує інтервал енергії лазерного опромінення (18...25 J), який забезпечує максимальне лазерне зміцнення меж включення–матриця, що проявляється в зміні параметрів утворення крихких розшарувань за гарячої деформації. Під час неї без попередньої ЛО проковзування уздовж меж включення–матриця передеує в'язкому розшаруванню цих меж через утворення порожнин (в'язких тріщин).

На рис. 3 показані схеми трансформації меж включення–матриця під час проковзування та руйнування після попередньої лазерної обробки, що обумовило формування складних композитних і градієнтних структур різних типів [2]. Зони

насичення матриці елементами включення та елементами матриці у включенні відіграють зміцнювальну роль (рис. 3а), оскільки такі складні локальні структури міжфазних меж та приграничних зон утруднюють проковзування і сприяють формуванню крихких мікроруїнувань як уздовж меж включення–матриця, так і в ділянках приграничних зон через їх структурну неоднорідність незалежно від рівня пластичності неметалевого включення (рис. 3б, с). Лазерна дія призвела до своєрідної поведінки меж включення–матриця під час гарячої деформації: спостерігали два процеси – проковзування і розшарування. Ця дія проявляється у стримуванні проковзування та зародження мікроруїнувань шляхом декогезії міжфазних меж, що призводить до утруднення формування в'язких тріщин.

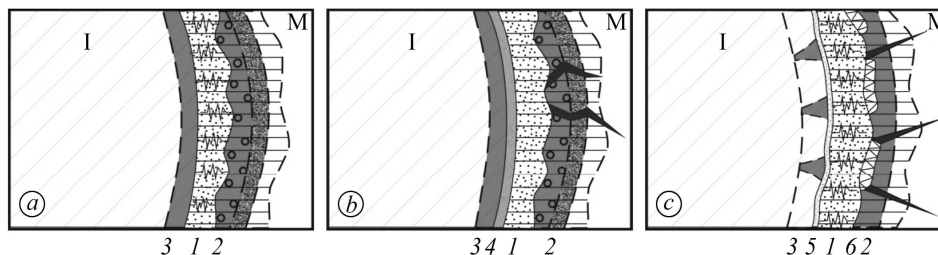


Рис. 3. Схеми трансформації меж неметалевого включення (I)–матриця (M) під час проковзування та руйнування після попередньої ЛЮ [2]: 1 – межа включення–матриця; 2 – зона насичення матриці елементами включення; 3 – зона насичення елементами матриці у включенні; 4 – розшарування; 5 – сегрегація домішок; 6 – гранична фаза.

Fig. 3. Schemes of transformation of non-metal inclusion (I)–matrix (M) boundary in the process of slipping and fracture after preliminary laser treatment [2]:

- 1 – inclusion–matrix boundary; 2 – zone of matrix saturation by inclusion elements; 3 – zone of inclusion saturation by matrix elements; 4 – brittle decomposition; 5 – impurity segregation; 6 – boundary phase.

ВИСНОВКИ

Встановлено закономірності впливу температурно-швидкісного режиму деформування, а також енергії та тривалості лазерного імпульсу на параметри утворення та розвитку розшарувань уздовж міжфазних меж включення–матриця. Визначено інтервал енергії ($W_{\text{imp}} = 18 \dots 25 \text{ J}$) і часу ($\tau_{\text{imp}} = 3,6 \cdot 10^{-3} \text{ s}$) лазерного опромінення, коли максимально зміцнюються межі включення–матриця і підвищується тріщиностійкість сталі.

РЕЗЮМЕ. Исследовано влияние лазерной обработки на механизм образования микроразрушений на границах включение–матрица при пластической деформации ряда сталей. Показано, что она способствует повышению когезивной прочности этих границ в зависимости от энергии и времени импульса, а также температуры и скорости деформации.

SUMMARY. The influence of laser treatment on the mechanism of microcracks formation at the inclusion–matrix boundaries under plastic deformation of some steels was investigated. It was shown that it promotes the increase of the cohesive strength of these boundaries in dependence on the pulse energy and time and also on the temperature and speed of deformation.

1. Губенко С. И., Парусов В. В., Дервянченко И. В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
2. Губенко С. И. Зоны контактного взаимодействия в стальной матрице вблизи включений при лазерном воздействии // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – 46, № 4. – С. 21–26.

(Gubenko S. I. Zones of contact interaction in steel matrix near inclusions under the laser action // Materials Science. – 2011. – 46, № 4. – P. 448–454.)

Одержано 24.12.2014