

УДК 669.018.294:620.19

ОСОБЛИВОСТІ РЕЛАКСАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ ТА РЕКРИСТАЛІЗАЦІЇ СТАЛЕЙ ЗА ЛАЗЕРНОГО НАГРІВУ

С. І. ГУБЕНКО

*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро;
Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, Дніпро*

Вивчено особливості пластичної релаксації та рекристалізації сталей різного типу з різними кристалічними ґратками. У зоні лазерного впливу виявлено структурні ознаки збиральної чи вторинної рекристалізації, а також високошвидкісної зсувної чи ротаційної пластичної деформації. Обговорено умови протікання процесів, що пов'язані з поведінкою дефектів кристалічної будови за імпульсного навантаження. Встановлено, що під дією лазера перебігають динамічні процеси відновлення структури сталей.

Ключові слова: *лазерна обробка, сталь, релаксація, рекристалізація, зміцнення, структура.*

The features of the processes of plastic relaxation and recrystallization of steels of various types with different crystal lattices are studied. It has been established that structural signs of collective or secondary recrystallization, as well as high-speed shear or rotational plastic deformation, are observed in the laser impact zone. The conditions for the occurrence of these processes associated with the behavior of defects in the crystal structure under pulsed loading are discussed. It is shown that the conditions of laser exposure ensured the processes of restoring the structure of steels of a dynamic nature.

Keywords: *laser processing, steel, relaxation, recrystallization, strengthening, structure.*

Вступ. Механізм лазерного зміцнення сталей пов'язаний з низкою чинників, які викликають зміцнювальний ефект [1–3]. Насамперед, це швидкісні фазові перетворення, термопластичні напруження, мікрохімічна неоднорідність, часткове чи повне розчинення карбідів і неметалевих включень тощо. Високошвидкісні фазові перетворення в сталевій матриці, зокрема зсувні, породжують напруження від високотемпературного та фазового наклепів за різких нагріву та охолодження, у тому числі за локального впливу неметалевих включень. З іншого боку, необхідно враховувати зміцнення локальних зон розчинення карбідів і мікролегування матриці, тобто ступінь мікрохімічної неоднорідності. Характер цих процесів залежить від хімічного і фазового складу сталей [1–3].

Більшість сталей, що піддають лазерній обробці, відносять до середньо- і високовуглецевих, в яких на тлі фазових перетворень складно виділити пластичну релаксацію та швидкісну рекристалізацію, що пов'язані з виникненням термодеформаційних напружень. Ці процеси важливі, оскільки не тільки сприяють зміцненню, але й впливають на фазові та структурні перетворення в умовах аномального масоперенесення за лазерної обробки [4, 5]. Тому необхідно дослідити особливості релаксації мікропластичного течіння та швидкісної рекристалізації в сталях, що дасть можливість спостерігати за ними без складних фазових перетворень. Нижче вивчено особливості швидкісної пластичної релаксації та рекристалізації сталей за лазерної обробки.

Матеріали та методика. Досліджували гарячедеформовані сталі 08кп, 08Ю, ЕЗ та 08Х18Н10Т (табл. 1), які найчастіше не піддаються лазерній обробці. Це дало можливість отримати порівняно прості типи мікроструктури сталей з різними домішками та кристалічною ґраткою.

Таблиця 1. Хімічний склад сталей

Сталь	Вміст елементів, mass%									
	С	Мn	Si	Сu	Cr	Al	Ti	Ni	S	P
08кп	0,09	0,32	0,01	0,22	0,05	0,01	–	0,05	0,025	0,009
08Ю	0,07	0,29	0,01	0,07	0,03	0,04	–	0,05	0,022	0,007
ЕЗ	0,035	0,10	3,1	0,09	0,05	0,013	–	0,09	0,005	0,005
08Х18Н10Т	0,08	1,2	0,80	0,07	18,0	–	0,6	10,1	0,021	0,006

Зразки опромінювали на лазерних установках Квант-16 і ГОС-30 за таким режимом: енергія імпульсу 18 J, щільність потужності випромінювання $6 \cdot 10^4 \text{ W/cm}^2$, час впливу імпульсу 10^{-3} s , швидкість нагрівання $10^5 \text{ }^\circ\text{C/s}$, швидкість охолодження $10^6 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Крім того, їх обробляли в режимі безперервного випромінювання на установці ЛГ-701 “Кардамон” (потужність випромінювання 600 W, швидкість переміщення лазерного променя 20; 15; 10 та 5 mm/s). Мікроструктуру сталей в зоні лазерного впливу досліджували за допомогою світлового мікроскопа Neophot-21 та електронного Tesla. Розміри зерен у сталях оцінювали у балах за ГОСТ 5639. Густина дислокацій та текстуру у тонкому поверхневому шарі аналізували на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-2,0. Під час досліджень враховували специфіку рентгеноструктурного аналізу поверхневих шарів металевих матеріалів, структура яких за глибиною неоднорідна [6].

Результати та їх обговорення. Оцінюючи процеси структуроутворення в сталях за лазерної обробки, слід враховувати її особливості. Зокрема, значну енергію імпульсу; високу питому потужність випромінювання; короткочасність впливу; великі швидкості нагрівання та охолодження, що призводять до високошвидкісних структурних та фазових перетворень. Також слід зауважити, що глибина проникнення лазерного променя не перевищує 10^{-5} cm і залежить від типу і режиму опромінення [1–3]. У цих дослідженнях глибина зони імпульсної лазерної обробки знаходилася у межах 120... 170 μm , а безперервної становила 150... 210 μm . При цьому зберігався розподіл температури, який відповідав неоднорідному розподілу щільності потужності в поперечному перерізі сфокусованого лазерного пучка [1–3]. Одночасно тепло переносилось вглиб металу.

Поки що відсутні точні кількісні розрахунки теплового, концентраційного і пружного полів, за якими вдалося б з’ясувати, який розподіл температури, концентрації компонентів, напружень і деформацій зумовлений специфікою впливу лазерного променя. Результати теоретичних та експериментальних досліджень теплового стану поверхневого шару опроміненого металевого матеріалу засвідчили, що на характеристики температурного поля (градієнт температур, швидкості нагрівання і охолодження) суттєво впливають енергетичні параметри випромінювання, швидкість переміщення теплового джерела, характер розподілу інтенсивності в пучку, теплофізичні властивості матеріалу [1–3]. Градієнт температур у поверхневому шарі під час лазерного опромінення становить $10^4 \dots 10^6 \text{ }^\circ\text{C/cm}$ і поступово знижується від поверхні вглиб матеріалу. Очевидно, через суттєвий перепад температур виникають високі швидкості охолодження ($\sim 10^4 \dots 10^6 \text{ }^\circ\text{C/s}$), а також лазерного нагріву ($\sim 10^5 \dots 10^8 \text{ }^\circ\text{C/s}$). Швидкості охолодження, характерні

для матеріалів після лазерного нагріву, впливають на дисперсність структури, розміри зерен, блоків, мікронапруження тощо.

Слід мати на увазі, що під дією імпульсного лазерного опромінення утворюється ударна хвиля з підвищеним тиском фронту [1–3]. Поширюючись вглиб матеріалу, вона може викликати напруження і незворотні процеси через пластичні зсуви та інші локальні мікрдеформаційні явища. Внаслідок такого поєднання мікропластичних процесів і нагрівання розвиваються локальні пластичні повороти і рекристалізація. Лазерна обробка підвищує експлуатаційні характеристики деталей, зокрема втомну міцність, тому придатна для поверхневого термомеханічного зміцнення матеріалів.

Відомо, якщо за ударного стиснення нормальні напруження в сталі перевищують границю плинності, а дотичні – критичне значення, матеріал деформується [3]. В результаті зростає кількість дислокацій та відбуваються відповідні реакції, пов'язані з їх перетином та утворенням на них порогів (сходинок), розщепленням (дисоціацією), виникненням дислокаційних комплексів тощо [7]. Щільність дислокацій у зоні лазерного впливу сягає $10^9 \dots 10^{12} \text{ cm}^{-2}$, крім того, формуються дислокаційні сітки. Джерелом вакансій, крім дислокаційних реакцій, є висока енергія лазерного опромінення. Внаслідок цього зароджуються нові дислокації, рух яких пов'язаний із релаксацією термопластичних напружень, що сприяє аномальному масоперенесенню [4, 5].

Напруження у зоні лазерного впливу релаксують внаслідок пластичних зрушень і поворотів, а також двійникування. У феритній або аустенітній структурах сталей виявили сліди ковзання кількох систем, деформаційні факели та вихори, двійники кількох систем, зони деформації скидання, характер яких свідчить про високошвидкісну пластичну деформацію (рис. 1а–f) [8]. За імпульсного навантаження збільшується кількість систем ковзання та двійникування, ефективність дії яких залежить від їхнього орієнтування до ударної хвилі. Короткочасність та локальність лазерного опромінювання обмежують пластичну деформацію, коли за певних умов виникають локальні пластичні повороти мікрообластей. Через неоднакову пластичну деформацію зерен з різним орієнтуванням з'являються стикові дисклінації, а пов'язані з ними поля пружних напружень можуть релаксувати у результаті додаткових пластичних поворотів ґратки зерен, що з'єднуються [7].

Оскільки в зоні лазерного впливу підвищується температура, у феритній або аустенітній матрицях сталей з високою швидкістю відновлюється структура (рис. 1g), можливі динамічні полігонізація, первинна, вторинна і збірна рекристалізація, що супроводжуються розщепленням меж зерен та утворенням спеціальних меж [8]. У зоні лазерного впливу виникає слабо розвинена кристалографічна текстура $(100)_\alpha$, тобто частину зерен ця площина орієнтує паралельно до поверхні зразка. Рекристалізація зерен відбувається також на межі зони лазерного впливу та в зоні термічного впливу (рис. 1h, i), де вони мають стовпчастий характер з ділянками “обірваних” меж, що свідчить про їх швидкісне розщеплення.

Мікропластична релаксація напружень у феритній або аустенітній матрицях сталей локалізується поблизу неметалевих включень Al_2O_3 , SiO_2 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, TiO , TiCN , $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, де є зони зсувно-ротаційної деформації. Слід зауважити, що в момент лазерної дії легкоплавкі включення сульфідів та силікатів плавляться, тугоплавкі оксиди і карбонітриди оплавляються з поверхні, або залишаються твердими [9], а усі неметалеві включення, як і сталева матриця, також перебувають у твердому стані. Лазерна дія або динамічне нагрівання, по суті – тепловий удар. За різкого нагрівання до високих температур в ударних хвилях розвиваються великі тиски, через що поблизу включень концентруються термічні та деформаційні напруження, для релаксації яких тривалість ударного стискання замала. Такі умови провокують лавинну їх релаксацію поблизу включень

(рис. 2a, b), де з'являються складно деформовані зони (рис. 2c), що свідчать про високошвидкісну зсувно-поворотну пластичну деформацію з елементами хвильового характеру. В окремих ділянках цих зон є ознаки процесів звороту та рекристалізації (рис. 2d, g). Але, незважаючи на підвищену температуру нагріву, основним механізмом релаксації напружень є високошвидкісна пластична деформація.

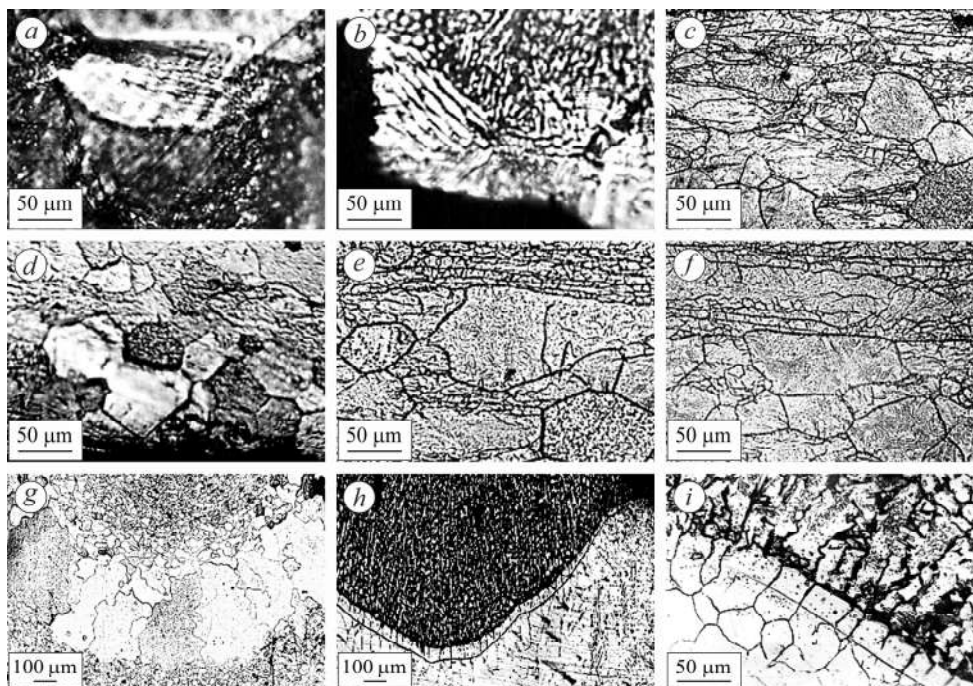


Рис. 1. Ділянки пластичної релаксації (a–f) та рекристалізації (g–i) армко-заліза і сталей 08Ю, ЕЗ, 08Х18Н10Т у зонах лазерної дії: a–f – імпульсна; g–i – безперервна зі швидкістю переміщення лазерного променя 5 (g), 15 (h) та 20 (i) mm/s.

Fig. 1. Areas of plastic relaxation (a–f) and recrystallization (g–i) of the armco iron and 08Ю, ЕЗ, 08Х18Н10Т steels in the zones of laser impact: a–f – pulsed action, g–i – continuous action with a laser beam movement speed of 5 (g), 15 (h) and 20 (i) mm/s.

Через незначний проміжок часу на релаксацію напружень практично не залишається шансів для рекристалізації зерен поблизу включень, проте можливі процеси динамічного звороту. Лише у поодиноких випадках виявили рекристалізовані зерна зі специфічним пелюстковим рельєфом (рис. 2e, f), що свідчить про кілька центрів термічної та пластичної релаксації. Розмір зони пластичної релаксації складає близько 2...3 радіусів включення (рис. 2h). Слід зазначити, що пластична релаксація і швидкісна рекристалізація поблизу неметалевих включень відбуваються на тлі їх розчинення та плавлення, які призводять до локального насичення сталеві матриці елементами включень [10, 11], що, безсумнівно, впливає на механізм і швидкість аналізованих процесів.

Але, оскільки в зоні лазерного впливу підвищується температура, в сталях можливі високошвидкісні динамічні рекристалізаційні процеси, перебіг яких визначає тип сталі та її вихідний стан: можливі динамічні високошвидкісні полігонізація, а також первинна, вторинна та збиральна рекристалізація, що супроводжуються розщепленням меж зерен та утворенням спеціальних меж, що притаманно досліджуваним сталям [7].

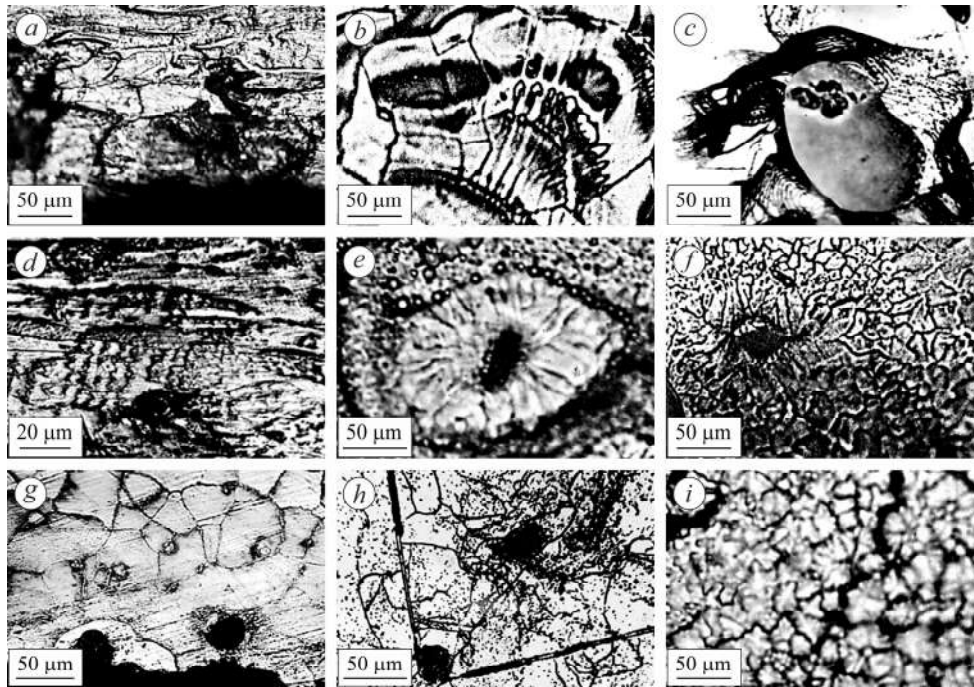


Рис. 2. Пластична релаксація напружень поблизу включень за лазерної дії (*a–h*) і розвиток міжзеренних тріщин (*i*): *a–g* – імпульсна дія; *h, i* – безперервна зі швидкістю переміщення лазерного променя 10 (*h*) та 20 (*i*) mm/s.

Fig. 2. Plastic relaxation of stresses near inclusions under laser impact (*a–h*) and development of intergranular cracks (*i*): *a–g* – pulsed laser impact; *h, i* – continuous action with a laser beam movement speed of 10 (*h*) and 20 (*i*) mm/s.

Рентгенівські випробування виявили в усіх сталях слабо розвинену кристалографічну текстуру: зерна в зоні лазерного впливу орієнтовані площиною $(110)_\alpha$ паралельно до поверхні зразка. Вивчаючи розвиток збиральної та вторинної рекристалізації, поблизу включень, як правило, виявляли зони дрібніших зерен порівняно з основною структурою, що свідчить про бар'єрний ефект, створюваний включеннями для міграції меж зерен. Таким чином, проявились традиційні ознаки впливу неметалевих включень на аналізовані процеси, які пов'язані як з бар'єрним ефектом, так і з концентрацією деформаційних і термічних напружень. За швидкісної рекристалізації в умовах різкої зміни температури можливий розвиток тріщин уздовж меж рекристалізованих зерен (рис. 2*i*).

Досліджували також особливості рекристалізації різних сталей за лазерного нагрівання, що сприяє їх зменшенню, а отже, послаблює ефект лазерного опромінювання. Аналіз мікроструктури гарячевальцьованих сталей виявив, що в зоні лазерного опромінення розмір зерна є більшим на 1...3 бали (з 8 до 5...6 балів за ГОСТ 5639) проти вихідних розмірів, тобто відбувається збиральна рекристалізація. Після обробки сталі 08Ю, в якій присутній алюміній, розмір зерна збільшився на 1...2 (з 8...10 до 6...7), сталі 08кп – на 2...3 бали (з 8 до 5...6) (рис. 3*a, b*), що викликано бар'єрним ефектом частинок нітридів алюмінію AlN (рис. 3*c*), які у момент лазерного впливу частково розчиняються: у місцях, де вони розчинилися, межі здатні до міграції і розміри зерна зростають. Якщо великі частинки AlN розчинилися повністю, збільшення розмірів зерен уповільнюється. Слід зазначити, що після оброблення лазером межі зерен стали чистішими не тільки внаслідок розчинення включень нітриду алюмінію, а й цементиту. В зоні лазерного впливу

межі зерен хвилясті і в поверхневих шарах перпендикулярні до поверхні зразка, що зумовлено спрямованістю лазерного впливу та відведення тепла.

У сталі ЕЗ розмір зерна фериту виріс на один бал (з 4 до 3 за ГОСТ 5639). Вона практично не схильна до збиральної рекристалізації, оскільки межі зерен у легovanому фериті малорухливі внаслідок закріплення їх частинками дисперсних виділень і текстури рекристалізації. У зоні лазерного впливу в місцях зі сприятливо орієнтованими зернами фіксували вторинну рекристалізацію або аномальне зростання розмірів зерен (рис 3*d*). В аустенітній сталі 08X18H10T зерна також укрупнилися на 1...2 бали (з 9...10 до 7...8) порівняно з вихідними розмірами (рис. 3*e*). У зоні лазерного впливу є безліч “обірваних” їх меж, що притаманно цій сталі. У сталі 08Ю також зафіксували обірвані межі зерен та субмежі. Таким чином, за лазерного впливу, як і за звичайного відпалу, в легovanому фериті та аустеніті пригнічується збиральна рекристалізація, але розвивається вторинна, як і за звичайного нагріву [7]. Рекристалізація за лазерного впливу в сталях 08X18H10T і 08Ю супроводжується розщепленням меж зерен та утворенням спеціальних меж.

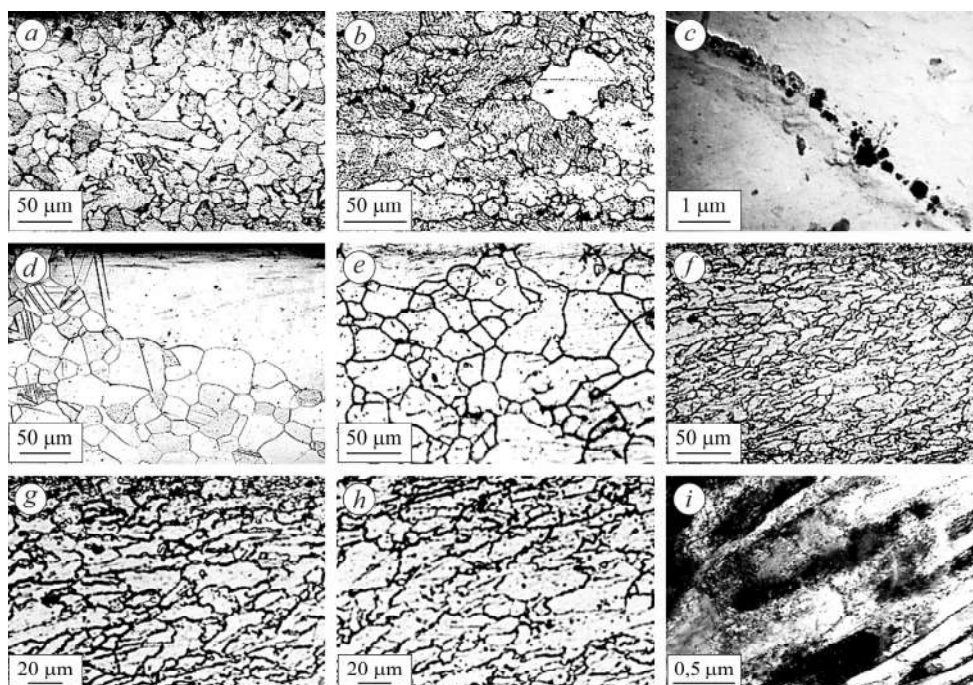


Рис. 3. Мікροструктура гарячевальцьованих сталей 08Ю (*a, c, i*), 08кп (*b, f-h*), ЕЗ (*d*), 08X18H10T (*e, f*) у зоні лазерної дії: *a, c-g, i* – імпульсна; *b, h* – безперервна зі швидкістю переміщення лазерного променя 10 (*b*) та 20 (*h*) mm/s.

Fig. 3. Microstructure of hot-rolled 08Ю (*a, c, i*), 08кп (*b, f-h*), E3 (*d*), 08X18H10T (*e, f*) steels in the laser impact zone: *a, c-g, i* – pulsed laser impact; *b, h* – continuous action with a laser beam movement speed of 10 (*b*) and 20 (*h*) mm/s.

Механізм лазерної збиральної і вторинної рекристалізації пов'язаний зі швидкісною міграцією меж зерен, про що свідчить їх хвиляста форма (рис. 3*f*). Окремі зерна миттєво виростають, усередині них видно конгломерати первинних дрібних зерен, а також “обірвані” їх межі (рис. 3*g, h*).

У зоні лазерного впливу в усіх гарячедеформованих сталях спостерігали лінії ковзання (див. рис. 3*d*) та мікротріщини, що вказує на значну пластичну деформацію. У зернах сталі ЕЗ було багато двійників кількох систем, що перетина-

ють один одного, і крім того, – слідів їх ковзання. В окремих місцях деформація мала вихровий (ротаційний) характер, в місцях перетину двійників один з одним і з межами зерен виявили “факели” ковзання, а також зони деформації скиданням. Під час лазерної обробки пластична релаксація в сталях відбувається за зсувним та ротаційним механізмами. Фіксували високошвидкісну деформацію з деякими особливостями: збільшенням кількості джерел дислокацій та систем ковзання, зростанням швидкості руху дислокацій у площинах ковзання. Ефективність дії систем ковзання залежить від їхнього орієнтування до ударної хвилі. За імпульсного навантаження зростає кількість систем двійникування та двійників [12].

Дослідженнями тонкої структури сталі 08Ю під електронним мікроскопом в зоні лазерного впливу виявили ділянки з дислокаційними скупченнями та розвиненою комірчастою субструктурою (рис. 3i), які займають 40 і 60% площі зразків, відповідно. У субструктурі сталі після лазерного впливу проти вихідної субструктури гарячої деформації присутні невеликі дислокаційні клубки та тонкі середньокутові субмежі. Комірчаста субструктура свідчить про значну пластичну деформацію в зернах. В аустенітній сталі 08X18H10T також є ділянки плетіння та плоских скупчень дислокацій і зони з комірчастою субструктурою.

Щільність дислокацій у зоні лазерного впливу в усіх сталях зросла на два порядки порівняно з гарячевальцьованими (табл. 2). Крім того, лазерна обробка призвела до подрібнення блоків майже втричі (від $61 \cdot 10^{-5}$ до $19,5 \cdot 10^{-5}$ см), що свідчить про мікрспотворення в кристалічній ґратці твердого розчину.

Таблиця 2. Щільність дислокацій до та після лазерної дії

Сталь	ρ, cm^{-2}	
	до лазерної дії	після
08Ю	$1,3 \cdot 10^8$	$3,54 \cdot 10^{10}$
08кп	$2 \cdot 10^9$	$1,4 \cdot 10^{11}$
08X18H10T	$4,6 \cdot 10^8$	$8,2 \cdot 10^{10}$

Слід зауважити, що, досліджуючи особливості лазерної рекристалізації, отримали однакові результати як для сталей, у яких можливе поліморфне перетворення (08кп, 08Ю), так і для тих, де воно неможливе (ЕЗ, 08X18H10T), причому сталі мають різні кристалічні ґратки. У діапазоні швидкостей переміщення лазерного променя за безперервної дії (20; 15; 10 та 5 mm/s) та за швидкостей нагріву і охолодження за імпульсної (відповідно 10^5 та 10^6 °C/s) не виявили впливу режиму лазерної обробки на релаксаційні процеси та рекристалізацію досліджуваних сталей. Очевидно, це пов'язано з високошвидкісною структурною перебудовою. Механізми швидкісної релаксації та рекристалізації за лазерного впливу визначають тип сталі, її хімічний склад та кристалічна ґратка.

ВИСНОВКИ

У зоні лазерної дії в гарячедетформованих сталях виявлено ознаки збиральної та вторинної рекристалізації, а також високошвидкісної зсувної чи ротаційної пластичної деформації, які відбуваються паралельно. Тому в момент імпульсного лазерного опромінення в сталях розвивається динамічна збиральна чи вторинна рекристалізація. Механізм швидкісної залежить від типу сталі, кристалічної ґратки, як і за нормального нагріву. Специфічні умови лазерного впливу – головне його короткочасність та локалізована потужна енергія – забезпечили перебіг динамічних процесів відновлення структури сталей. Пластична релаксація та швидкісна рекристалізація впливають на зміцнення сталей, тому їх треба враховувати,

аналізуючи характер структури та властивості будь-якої сталі, яку піддають лазерній обробці.

1. *Упрочнение* деталей лучом лазера / В. С. Коваленко, Л. Ф. Головки, Г. В. Меркулов, А. И. Стрижак. – К.: Техника, 1981. – 132 с.
2. *Ставрев Д., Щърбаков В., Дикова Ц.* Структура и свойства на железо-въглеродни сплави след въздействие с концентрирани енергийни потоци. – Варна: СТЕНО, 2015. – 264 с.
3. *Леонтьев П. А., Чеканов Н. Т., Хан М. Г.* Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 142 с.
4. *Ларииков Л. Н., Мазанко В. Ф., Фальченко В. М.* Массоперенос в металлах при импульсном нагружении // *Физика металлов и металловедение.* – 1983. – № 6. – С. 144–145.
5. *О природе* массопереноса в металлах при лазерном облучении / М. Е. Гуревич, А. Ф. Журавлев, Ю. В. Корнюшин, А. Е. Погорелов // *Металлофизика.* – 1985. – 7, № 2. – С. 113–114.
6. *Михайлюк А. И., Володина Г. Ф.* Специфика рентгеноструктурного анализа поверхностных слоев металлов, обладающих неоднородностью структуры по глубине // *Электронная обработка материалов.* – 2011. – № 47 (6). – С. 103–107.
7. *Губенко С.* Физическая природа пластичности и упрочнения металлов при деформации. – Lambert Academic Publishing, 2020. – 340 с.
8. *Gubenko S.* The features of recrystallization of steels under laser action // *Material Science. Nonequilibrium phase transformations.* – 2022. – Is. 1 (5). – P. 27–29.
9. *Gubenko S. I.* Melting and crystallization of nonmetallic inclusions and steel matrix in the course of laser treatment // *Material Science.* – 2010. – 46, № 3. – P. 365–370.
10. *Gubenko S. I.* Structural effects near nonmetallic inclusions in laser treatment of steels // *Materials Science.* – 1999. – 35, № 6. – P. 818–827.
11. *Gubenko S. I.* Zones of contact interaction in steel matrix near inclusions under the laser action // *Materials Science.* – 2011. – 46, № 4. – P. 448–454.
12. *Эпштейн Г. Н.* Строение металлов, деформированных взрывом. – М.: Металлургия, 1988. – 280 с.

Одержано 23.12.2022