

НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ
«НМетАУ»

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Національної металургійної академії України, спеціалізована вчена рада

Д.08.084.02 Міністерство освіти і науки України

Кваліфікаційна наукова праця

На правах рукопису

НІКУЛЬЧЕНКО ІГОР ОЛЕКСАНДРОВИЧ

УДК 621.785:535.211:669.15-194:669.017(043)

ДИСЕРТАЦІЯ

Вплив неметалевих включень на структуроутворення та зміцнення поверхневого шару з підвищеними механічними властивостями в сталях при лазерній обробці

05.16.01 – «Металознавство та термічна обробка металів»

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____ Нікульченко І.О.

(підпис)

Науковий керівник Губенко Світлана Іванівна доктор технічних наук, професор

Дніпро – 2018р.

АНОТАЦІЯ

Нікульченко І.О. Вплив неметалевих включень на структуроутворення та зміцнення поверхневого шару з підвищеними механічними властивостями в сталях при лазерній обробці. - Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук (доктора філософії) за спеціальністю 05.16.01 – «Металознавство та термічна обробка металів» – Національна металургійна академія України, Дніпро, 2018.

Проведено теоретичне обґрунтування і нове вирішення науково-технічної задачі, яка полягає у встановленні закономірностей зміцнення сталей в результаті формування градієнтних і мікрокомпозитних зон поблизу неметалевих включень і трансформації границь включення-матриця при лазерному впливі, в експериментальних дослідженнях створення і зростання тріщин при різних температурно-швидкісних умовах деформації, а також у вивченні можливості лазерного зміцнення зони викружки залізничних коліс.

Встановлені особливості плавлення неметалевих включень і міжфазних границь включення-матриця, які пов'язані з утворенням в гіпернерівноважних умовах зон з підвищеною щільністю дислокацій, а також електронною і електромагнітною взаємодією включень і матриці. Показані особливості структури включень після швидкісного затвердіння. Вивчено процес утворення «сателітних» частинок, пов'язаний з формуванням при плавленні і розчиненні вихідних включень локальних ділянок типу металевих емульсійних розплавів.

Досліджено особливості формування зон контактної взаємодії в сталевій матриці та в поверхневих шарах неметалевих включень при лазерному впливі. Встановлені закономірності локального зміцнення ділянок сталеві матриці в результаті їх легування від внутрішніх джерел (неметалевих включень). Встановлено, що в результаті взаємного легування в системі включення-матриця створюються мікрокомпозитні шари, які мають гетерогенну будову, що свідчить про трансформацію границь включення-матриця, пов'язану з гетерогенізацією їх структури. Встановлено нові чинники, що визначають вплив неметалевих

включень і границь включення-матриця на зміцнення сталей при лазерному впливі.

Вивчено особливості утворення тріщин поблизу включень в інтервалах температур деформації 25...900 і 1000...1250 °С. Показано, що в різних температурних інтервалах деформації вплив швидкості деформації на критичний ступінь деформації, при якому утворюються тріщини поблизу включень, визначається співвідношенням процесів деформаційного зміцнення і динамічного знеміцнення сталевій матриці, а також можливістю протікання динамічних релаксаційних процесів в границях включення-матриця в результаті просковзування. Встановлено вплив температурно-швидкісного режиму деформування на утворення тріщин при деформації після лазерної дії, а також енергії лазерного імпульсу і тривалості впливу на параметри зародження і розвитку тендітних розшарувань уздовж міжфазних границь включення-матриця. Показано, що при енергії лазерного імпульсу $W_{\text{імп}}$ 18...25 Дж спостерігається максимальне лазерне зміцнення сталевій матриці поблизу включень, а також міжфазних границь включення-матриця. Досліджено вплив структури мікрокомпозитних зон насичення сталевій матриці на поширення тріщин від включень, пов'язаний з їх гальмуванням.

Отримані результати, які мають наукову новизну. Вперше визначені закономірності швидкісних контактного плавлення і затвердіння неметалевих включень при лазерному впливі, а також особливості процесу утворення «сателітних» частинок, пов'язані з формуванням при плавленні і розчиненні включень локальних ділянок типу металевих емульсійних розплавів, збагачених компонентами включень. Вперше визначені закономірності формування локальної структури зон насичення сталевій матриці поблизу включень при лазерному впливі, що визначають рівень зміцнення і пов'язані з формуванням градієнтних і мікрокомпозитних шарів різного типу (шаруватих з ліквацийним каскадним і «плямистим» розподілом елементів, а також «тунельних» і дисперсних). Вперше визначені закономірності формування локальної структури зон насичення включень при лазерному впливі, пов'язані з формуванням

градієнтних і мікрокомпозитних шарів різного типу (шаруватих з каскадним ліквідаційним розподілом елементів, «тунельні», а також дисперсні з різними типами другої фази); встановлені особливості локального відновлення оксидів в процесі контактної взаємодії зі сталевою матрицею. Вперше систематизовані і науково обгрунтовані закономірності зміцнення і трансформації границь включення-матриця при різних режимах лазерного впливу, що супроводжуються гетерогенізацією їх структури, пов'язаної з формуванням градієнтних і мікрокомпозитних зон в сталевій матриці і на поверхні включень; встановлений інтервал енергій лазерного імпульсу (18 ... 25 Дж), що сприяють максимальному зміцненню цих границь. Отримали подальший розвиток уявлення про особливості утворення і зростання тріщин на границях включення-матриця в процесі деформації при різних температурно-швидкісних умовах, в тому числі після лазерної дії по різним режимам.

Практична значимість отриманих результатів полягає в тому, що в ході виконання дисертаційної роботи на основі теоретичних і експериментальних досліджень встановлено закономірності, які дозволяють стверджувати, що розроблений науковий підхід до підвищення ефективності зміцнюючої лазерної обробки, заснований на реалізації потенційних можливостей локального легування сталеві матриці від внутрішніх джерел - неметалевих включень, а також трансформації і зміцнення границь включення-матриця. Показано, що процеси, що відбуваються поблизу включень в умовах лазерної обробки дозволяють використовувати її в якості мікро-ХТО, що сприяє підвищенню рівня зміцнення сталей. Визначено інтервал енергій лазерного імпульсу (18...25 Дж), при яких ці ефекти виражені максимально. Показано, що поєднання лазерної термообробки з мікролегуванням локальних ділянок матриці дозволяє зменшити середні розміри і забрудненість сталі неметалевими включеннями в зоні обробки на 30...50%, а також відкриває можливості формування міжфазних границь включення-матриця з заданими властивостями при зміні режиму лазерного впливу, що сприяє підвищенню тріщиностійкості сталей. Показана принципова можливість лазерного зміцнення зони викружки поверхні ковзання залізничних

колів в режимі безперервного випромінювання, коли можна отримати бейнітну структуру лазерно-зміцненого шару за режимом: потужність лазерного променя 600 Вт, швидкість його переміщення 5...15 мм/с, особливо у поєднанні з традиційною термічною обробкою, що дозволить не тільки підвищити зносостійкість поверхні ковзання залізничних колів, а й знизить ризик підрізу гребенів в процесі експлуатації. Результати, отримані в роботі, запропоновані до використання при виготовленні залізничних колів в умовах ТОВ «Інтерпайп менеджмент».

Ключові слова: лазерна обробка, сталь, неметалеві включення, міжфазні границі включення-матриця, плавлення, розчинення, градієнтні та мікрокомпозитні формування, тріщини, пластична деформація.

ABSTRACT

Nikulchenko I.O .Influence of non-metallic inclusions on structure formation and strengthening of surface layer with increased mechanical properties under laser treatment. – Qualification scientific work as a manuscript.

Dissertation for the degree of Candidate of Technical Sciences (PhD) in specialty 05.16.01 - "Metal Science and Heat Treatment of Metals". - National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnepr, 2018.

The theoretical substantiation and the new solution of the scientific and technical problem, which consists in establishing the laws of strengthening the steels as a result of the formation of gradient and microcomposite zones near non-metallic inclusions and the transformation of the inclusion-matrix boundaries under laser influence, in experimental studies of the formation and growth of cracks at various temperature-speed deformation conditions, as well as in the study of the possibility of laser reinforcement of the scrape zone of railway wheels.

The peculiarities of melting of nonmetallic inclusions and interphase boundaries of inclusion-matrix, which are connected with the formation in hyper-equilibrium conditions of zones with high density of dislocations, as well as electron and electromagnetic interaction of inclusions and matrix, were established. The peculiarities of the inclusions structure after the rapid solidification were shown. The process of

formation of "satellite" particles, connected with the formation during melting and dissolution of initial inclusions of local parts of the type of metal emulsion melts, was studied.

The peculiarities of the formation of zones of contact interaction in the steel matrix and in the surface layers of nonmetallic inclusions under laser influence were investigated. The regularities of the local strengthening of the sections of the steel matrix as a result of their alloying from internal sources (non-metallic inclusions) are established. It was established that as a result of mutual alloying in the inclusion-matrix system, microcomposite layers are formed that have a heterogeneous structure, connecting with transformation of the inclusion-matrix boundaries associated with the heterogenization of their structure. New factors determining the influence of non-metallic inclusions and inclusion-matrix boundaries on the strengthening of steels under laser influence are established.

The peculiarities of the formation of cracks near inclusions in the intervals of deformation temperatures are 25 ... 900 and 1000 ... 1250 ° C were investigated. It is shown that in different temperature intervals of deformation the influence of the deformation speed on the critical degree of deformation, in which cracks near the inclusions are formed, is determined by the ratio of the processes of deformation strengthening and dynamic loss of strength of the steel matrix, as well as the possibility of flowing of dynamic relaxation processes in the boundaries of inclusion-matrix as a result of slipping. The influence of the temperature-speed regime of deformation on the formation of cracks in the deformation after laser action, as well as the energy of the laser pulse and the duration of influence on the parameters of the formation and development of brittle separations along the interphase boundaries of the inclusion-matrix were established. It is shown that with the energy of the laser pulse W_{imp} 18 ... 25 J, the maximum laser strengthening of the steel matrix near the inclusions is observed, as well as the interphase boundaries of the inclusion matrix. The influence of the structure of microcomposite zones of saturation of steel matrix on the spreading of cracks from inclusions associated with their inhibition was investigated.

Obtained the results that have a scientific novelty. For the first time the laws of high-speed contact melting and solidification of non-metallic inclusions under laser influence, as well as the peculiarities of the process of formation of "satellite" particles, are associated with the formation during melting and dissolution of inclusions of local parts of the type of metal emulsion melts enriched by the components of inclusions were obtained. For the first time, regularities of the formation of the local structure of the saturation zones of the steel matrix near the inclusions with laser influence, which determine the level of strengthening and associated with the formation of gradient and microcomposite layers of different types (layered with a liquations cascade and "spotty" distribution of elements, as well as "tunnel" and dispersed). For the first time, regularities of the formation of the local structure of saturation zones of inclusions under laser influence associated with the formation of gradient and microcomposite layers of various types (layered with cascade separation of elements, "tunnels", as well as dispersed with different types of the second phase) were determined; the peculiarities of the local oxide reduction in the process of contact interaction with the steel matrix are established. For the first time systematized and scientifically substantiated laws of strengthening and transformation of the inclusion-matrix boundaries under different regimes of laser influence accompanied by heterogenization of their structure associating with the formation of gradient and microcomposite zones in the steel matrix and on the surface of inclusions; the interval of energies of the laser pulse (18 ... 25 J), which promote the maximum strengthening of these boundaries was determined. The concept of the formation and growth of cracks on the boundaries of inclusion-matrix in the process of deformation under various temperature-speed conditions, including after laser action under different regimes, has been further developed.

The practical significance of the obtained results is that during the implementation of the dissertation work on the basis of theoretical and experimental studies, the regularities have been established that allow us to state that the scientific approach to increasing the efficiency of the strengthening laser treatment was developed, basing on the realization of the potential possibilities of local alloying of the steel matrix from internal sources - non-metallic inclusions, as well as transformation

and strengthening of the inclusion-matrix boundaries. It is shown that the processes occurring near the inclusions in the conditions of laser treatment allow it to be used as a micro-chemothermal treatment, which contributes to the increase of the level of strengthening of steels. The interval of energy of a laser beam (18 ... 25 J) was determined, at which these effects are expressed maximum. It was shown that the combination of laser heat treatment with microalloying of local regions of the matrix reduces the average sizes and contamination of steel by non-metallic inclusions in the treatment zone by 30 ... 50%, as well as opens the possibility of forming the interphase boundaries of the inclusion-matrix with the given properties when changing the mode of laser influence, which contributes to increased resistance to cracking of steels. The principal possibility of laser strengthening of the railway wheels scrap zone in the regime of continuous radiation was shown, when it is possible to obtain the bainite structure of the laser-strengthened layer under the regime: laser beam power 600 W, speed of its displacement of 5 ... 15 mm / s, especially in the combination with traditional thermal treatment, which will not only increase the wear resistance of the tread of railway wheels, but also reduce the risk of cutting the crests during operation. The results obtained in the work are proposed for use in the manufacture of railway wheels in the conditions of LLC "Interpipe Management".

Key words: laser treatment, steel, nonmetallic inclusions, interface nonmetallic inclusion – steel matrix boundaries, melting, dissolution, gradient and microcomposite formations, cracks, plastic deformation.

Список публікацій здобувача:

1. Gubenko S. Influence of non-metallic inclusions on the strengthening of steel under laser action / Gubenko S., Nikulchenko I. // Material Science. Non-equilibrium Phase Transformations. - Bulgary, Varna. -2015.- N3.- P. 18 - 24.
2. Губенко С.И., Градиентные и композитные зоны контактного взаимодействия включений и стальной матрицы после лазерного воздействия / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Сб. науч. тр., Строительство,

материаловедение, машиностроение., Днепропетровск, ГВУЗ “ПГАСА”. – 2015.- вып. 80.- С.118 – 122.

3. Губенко С.И., Исследование превращений в неметаллических включениях методом высокотемпературной металлографии / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Сб. науч. тр., Строительство, материаловедение, машиностроение Дніпро, ГВУЗ “ПГАСА”. - 2016.- вып. 89.- С. 55 – 61.

4. Губенко С.И, Влияние лазерной обработки на «горячее» и «холодное» проскальзывание включений и стальной матрицы / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Сб. науч. тр., Строительство, материаловедение, машиностроение Днепр, ГВУЗ “ПГАСА”. – 2017. - вып. 95.- С. 61 - 66.

5. Губенко С.И. Особенности строения зон насыщения стальной матрицы вблизи неметаллических включений после лазерного воздействия / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2016. - №4. - С. 22 - 28.

6. Губенко С.И. Влияние лазерной обработки на структуру колесной стали / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2017. - №1 (76). - С. 34 – 41.

7. Губенко С.І. Зміцнення металевих матеріалів при лазерній обробці Навчальний посібник / Губенко С.І., Беспалько В.М., Нікульченко І.О. // Дніпропетровськ: НМетАУ. - 2016. - 42с.

8. Gubenko S., Structure of local zones between non-metallic inclusions and steel matrix after laser treatment. Колективна монографія. New Technologies and Achievements in Metallurgy, Materials Engineering and Production Engineering. Collective monograph / Gubenko S., Proidak U., Nikulchenko I. // Seria Monography Chestochowa University of Technology, Poland, Chestochow. – 2015. –N48.- P. 303 – 309.

9. Gubenko S., Formation of cracks near non-metallic inclusions after laser action and deformation. Колективна монографія. New Technologies and Achievements in Metallurgy, Materials Engineering and Production Engineering / Gubenko S., Proidak

U., Nikulchenko I. // Seria Monography Chestochowa University of Technology, Poland, Chestochowa. -2016.-N56.- P. 396 – 400.

10. Губенко С.И. Образование микротрещин вблизи включений при деформации после лазерного воздействия / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Материалы X11 Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании», Болгария, Варна. – 2016. - С. 95 – 100.

11. Губенко С.И. О возможности влияния на когезивную прочность границ включение–матрица стали / Губенко С.И., Никульченко И.А. // “Вісник” УМТ Українське матеріалознавче товариство ім. І.М. Францевича. - 2016. - Випуск №9. - С. 40 - 48.

12. Губенко С.И. Влияние лазерной обработки на структуру и свойства колесной стали / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Материалы X11I Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании», Болгария, Варна. – 2017. -. - С. 65 - 70.

13. Губенко С.І. Особливості швидкісного плавлення та твердіння неметалевих включень при лазерній обробці сталі / Губенко С.І., Беспалько В.М., Нікульченко І.О. // Металознавство та обробка металів. – 2017. - №2 (87). - С. 54 - 59.

14. Губенко С.И. Скоростные плавление и кристаллизация неметаллических включений в сталях при лазерном воздействии / Губенко С.И, Никульченко И.А. // 36. Праць Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра», Київ, НТУУ «КПІ». -2016. – XIV. - С. 297-306

15. Губенко С.И. О проблеме подреза гребней железнодорожных колес при эксплуатации / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Збірка праць Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра», Київ, НТУУ «КПІ». - 2017. –XV. - С. 365 – 383.

16. Губенко С.И. Влияние лазерного воздействия на образование трещин вблизи включений / Губенко С.И, Никульченко И.А. // Збірка праць VIII міжнародної конференції молодих вчених «Молоді вчені - від теорії до практики 2017», Дніпро, НМетАУ.-2017. - С. 99 - 102.

17. Губенко С.И. Влияние структуры зоны насыщения стальной матрицы, полученной при лазерной обработке на развитие трещин вблизи неметаллических включений при последующей деформации / Губенко С.И., Беспалько В.Н., Никульченко И.А. // Металургійна та гірничорудна промисловість. – 2017.- №3. - С. 63 - 69.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	14
Розділ. 1 Сучасні вимоги до формування структури і властивостей при лазерному зміцненні та постановка задач дослідження	21
1.1. Фізичні основи лазерної обробки металевих матеріалів	21
1.1.1. Способи обробки металевих матеріалів шляхом лазерної дії.....	21
1.1.2. Фізичні процеси в металевих матеріалах, що відбуваються при лазерному впливі.....	25
1.1.3. Закономірності лазерного зміцнення металевих матеріалів	30
1.1.4. Фізико-механічні властивості металевих матеріалів після лазерного зміцнення	34
1.2. Вплив неметалевих включень і міжфазних границь включення-матриця на властивості сталей.....	38
1.2.1. Неметалеві включення і властивості сталей	38
1.2.2. Засоби впливу на неметалеві включення і міжфазні границі включення- матриця.....	44
1.2.3. Локальне зміцнення сталевій матриці поблизу неметалевих включень ..	47
1.3. Мета і завдання дослідження.....	51
Розділ. 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ	54
Розділ. 3 УТВОРЕННЯ ГРАДІЄНТНИХ І КОМПОЗИТНИХ ЗОН ВЗАЄМОДІЇ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ І СТАЛЕВОЇ МАТРИЦІ В ПРОЦЕСІ ЛАЗЕРНОЇ ДІЇ	60
3.1. Лазерне плавлення і швидкісна кристалізація неметалевих включень і сталевій матриці	60
3.2. Особливості структури градієнтних і мікрокомпозитних зон, що виникли при взаємодії включень і сталевій матриці	68
3.2.1. Формування зон контактної взаємодії в сталевій матриці	68
3.2.2. Формування зон контактної взаємодії в неметалевих включеннях	80
3.2.3. Структура границь включення-матриця після лазерної дії.....	86

3.2.4. Законімірності трансформації границь включення-матриця при лазерному впливі	94
3.3. Фактори, які визначають вплив неметалевих включень на зміцнення сталі при лазерній обробці	103
3.4. Висновки по розділу 3.....	106
Розділ. 4 Вплив ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ НА УТВОРЕННЯ І РОЗВИТОК ТРІЩИН ПОБЛИЗУ ВКЛЮЧЕНЬ ПРИ РІЗНИХ УМОВАХ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ	109
4.1. Особливості утворення тріщин поблизу неметалевих включень при різних режимах деформаційної і попередньої лазерної обробок	109
4.2. Вплив структури градієнтних і композитних зон, що утворилися при лазерному впливі, на розвиток тріщин	122
4.3. Висновки по розділу 4.....	129
Розділ. 5 Дослідження можливості ЛАЗЕРНОГО ЗМІЦНЕННЯ ЗОНИ ВИКРУЖКИ НА ПОВЕРХНІ КОВЗАННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС	133
5.1. Проблема підрізу гребенів залізничних коліс при експлуатації.....	133
5.2. Вплив лазерної обробки на структуру і властивості колісної сталі	137
5.2.1. Обробка імпульсною лазерною дією	138
5.2.2. Обробка безперервною лазерною дією	141
5.2.3. Вплив лазерної обробки на зносостійкість	145
5.3. Вплив лазерної обробки на структуру і властивості колісної сталі	148
6 ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	150
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	154
Додатки.....	170

ВСТУП

Актуальність теми. На сучасному етапі розвитку техніки пред'являються підвищені вимоги до якості, надійності і довговічності деталей машин, а також конструкцій. Умови експлуатації техніки і конструкцій стали більш жорсткими, коли багато вузлів працюють під впливом підвищених температур або таких, що циклічно змінюються, великих питомих навантажень, великого діапазону швидкостей тертя і ін. Тому в даний час гостро стоїть задача підвищення якості сталей і сплавів, що відповідають сучасним вимогам до конструкційної міцності, зносостійкості, надійності та інших характеристик. Неметалеві включення приймають участь в усіх процесах і явищах, які відбуваються під час виробництва та експлуатації металевих виробів. Методи впливу на неметалеві включення, а також міжфазні границі включення-матриця, їх будову і когезивну міцність, що визначають рівень конструкційної міцності сталей, представляють одне з найбільш перспективних напрямків обробки сталей. До таких методів слід віднести лазерну обробку.

У роботах Коваленко В.С., Головка Л.Ф., Веденова А.А., Гладуша Г.Г., Григор'янца А.Г., Криштала М.А., Леонтьєва П.А., Кокори О.М., Бергмана Г.В., Реді Дж., Новіцкі М., Ставрева Д. та ін. обговорюються фізичні процеси, що проходять при лазерному впливі, встановлені закономірності структуроутворення в різних металевих матеріалах, проте не розглядається вплив неметалевих включень на обговорювані явища. У роботах Губенко С.І. вивчалася поведінка включень різних типів і їх вплив на локальне зміцнення сталевій матриці, проте необхідні подальші дослідження цих процесів, а саме особливостей плавлення і швидкісної кристалізації включень, особливостей структури зон насичення сталевій матриці поблизу включень, поведінки включень і границь включення-матриця при подальшій деформації. Відсутність таких даних не дозволяє повною мірою використовувати можливості лазерної обробки для локального зміцнення сталевій матриці поблизу включень, а також зміцнення міжфазних границь включення-матриця, що забезпечить необхідний рівень механічних властивостей і тріщиностійкості сталей, а також надійності і довговічності виробів. Розробка

нових та удосконалення існуючих наукомістких технологій є пріоритетними завданнями для створення високоефективних виробництв. Тому робота, спрямована на вивчення закономірностей структуроутворення поблизу включень і отримання зміцненого поверхневого шару з підвищеними механічними і експлуатаційними властивостями в сталях при лазерній обробці, є актуальною.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Виконання дисертаційної роботи пов'язане з тематичними планами наукових досліджень НМетАУ згідно пріоритетного напрямку розвитку «Нові речовини і матеріали» згідно із Законом України №2519-17 від 12.10.2010 р., а також тематики держбюджетних науково-дослідницьких робіт НМетАУ: ««Вплив високоенергетичних обробок на закономірності розвитку пластичної деформації уздовж границь неметалевого включення-матриця сталі» (ДР № 0111U002914, Дніпро, 2012 – 2014 рр.) та «Закономірності структуроутворення в металевих матеріалах шляхом впливу на газові пори та неметалеві включення при використанні складних фронтів кристалізації та високоенергетичних обробок» (ДР № 0115U003175, Дніпро, 2015 – 2017 рр.), в яких автор був виконавцем.

Мета й завдання дослідження: Метою роботи є визначення закономірностей структуроутворення поблизу неметалевих включень, а також в неметалевих включеннях і границях включення-матриця при різних режимах лазерної обробки, і їх впливу на утворення тріщин поблизу включень при різних температурно-швидкісних режимах деформації для підвищення механічних та експлуатаційних властивостей виробів, зокрема, залізничних коліс.

Для досягнення поставленої мети були сформульовані наступні завдання:

- дослідити особливості лазерного плавлення і швидкісної кристалізації неметалевих включень і сталевій матриці;
- встановити закономірності фазових і структурних перетворень в сталевій матриці поблизу неметалевих включень різних типів;
- вивчити перетворення в поверхневих шарах включень при лазерному впливі; дослідити закономірності трансформації міжфазних границь включення-матриця при лазерному впливі;

- вивчити спільний вплив температури і швидкості деформації на утворення тріщин уздовж міжфазних границь включення-матриця;
- дослідити вплив режиму лазерної обробки на утворення тріщин поблизу включень різних типів при різних температурах і швидкостях деформації;
- вивчити вплив структури сталевих матриць, сформованої в процесі лазерної дії поблизу неметалевих включень в результаті їх контактної взаємодії з матрицею, на розвиток тріщин при різних температурно-швидкісних режимах деформації;
- розробити рекомендації щодо оптимізації структурних параметрів неметалевих включень і міжфазних границь включення-матриця з метою рекомендації режимів лазерної обробки для підвищення експлуатаційних властивостей готових виробів;
- показати принципову можливість лазерного зміцнення викружки на поверхні ковзання залізничних коліс з метою підвищення їх надійності та довговічності.

Об'єкт дослідження. Процес формування локальної структури сталевих матриць поблизу неметалевих включень при лазерному впливі.

Предмет дослідження. Закономірності структуроутворення в сталевій матриці поблизу неметалевих включень при лазерній обробці та його вплив на властивості сталей.

Методи дослідження. Теоретичні й практичні розробки дисертації базуються на фундаментальних положеннях металознавства, матеріалознавства, структурного мікроаналізу та фізики металів. При проведенні досліджень використовувалися сучасні методи: металографічний, електронномікроскопічний, петрографічний, мікрорентгеноспектральний, лазерний спектральний, рентгеноструктурний, високотемпературна металографія, а також вимір нанотвердості, мікротвердості та твердості, випробування на розтягування та зносостійкість на обладнанні, яке пройшло державну повірку.

Наукова новизна: Наукову новизну мають перераховані нижче результати наукових і експериментальних досліджень:

1. Вперше визначені закономірності швидкісних контактного плавлення і затвердіння неметалевих включень при лазерному впливі, а також

особливості процесу утворення «сателітних» частинок, пов'язані з формуванням при плавленні і розчиненні включень локальних ділянок типу металевих емульсійних розплавів, збагачених компонентами включень. Раніше ці процеси не вивчалися. Це дозволяє створити передумови для цілеспрямованого впливу на границі включення-матриця, а також хімічний і фазовий склад неметалевих включень.

2.Вперше визначені закономірності формування локальної структури зон насичення сталевій матриці поблизу включень при лазерному впливі, що визначають рівень зміцнення і пов'язані з формуванням градієнтних і мікрокомпозитних шарів різного типу (шаруватих з ліквацийним каскадним і «плямистим» розподілом елементів, а також «тунельних» і дисперсних). Раніше був відомий лише факт утворення зон насичення сталевій матриці поблизу включень. Це дозволяє прогнозувати рівень і стабільність лазерного зміцнення сталевих виробів різного призначення.

3.Вперше визначені закономірності формування локальної структури зон насичення включень при лазерному впливі, пов'язані з формуванням градієнтних і мікрокомпозитних шарів різного типу (шаруватих з каскадним ліквацийним розподілом елементів, «тунельні», а також дисперсні з різними типами другої фази); встановлені особливості локального відновлення оксидів в процесі контактної взаємодії зі сталевією матрицею. Раніше був відомий лише факт утворення зон насичення включень елементами сталевій матриці при лазерній обробці. Це дозволяє прогнозувати структурні і механічні характеристики неметалевих включень в сталях після лазерної обробки.

4.Вперше систематизовані і науково обґрунтовані закономірності зміцнення і трансформації границь включення-матриця при різних режимах лазерного впливу, що супроводжуються гетерогенізацією їх структури, пов'язаної з формуванням градієнтних і мікрокомпозитних зон в сталевій матриці і на поверхні включень; встановлений інтервал енергій лазерного імпульсу (18 ... 25 Дж), що сприяють максимальному зміцненню цих границь. Раніше

ці процеси не вивчалися. Це дає можливість отримувати границі включення-матриця з різною структурою і рівнем когезивної міцності.

5. Отримали подальший розвиток уявлення про особливості утворення і зростання тріщин на границях включення-матриця в процесі деформації при різних температурно-швидкісних умовах, в тому числі після лазерної дії по різних режимам. Розробка відрізняється врахуванням впливу енергії лазерного імпульсу, тривалості впливу і температурно-швидкісного режиму пластичної деформації на зародження тріщин, а також впливу градієнтних і композитних структур поблизу включень на розвиток тріщин. Це дає можливість шляхом регульованого режиму лазерної обробки впливати на тріщиностійкість сталевих виробів при наступних механічних навантаженнях в різних умовах.

Практичне значення отриманих результатів: Практична значимість отриманих результатів полягає в тому, що в ході виконання дисертаційної роботи на основі теоретичних і експериментальних досліджень встановлено закономірності, які дозволяють стверджувати, що розроблений науковий підхід до підвищення ефективності зміцнюючої лазерної обробки, заснований на реалізації потенційних можливостей локального легування сталевих матриці від внутрішніх джерел - неметалевих включень, а також трансформації і зміцнення границь включення-матриця. Показано, що процеси, що відбуваються поблизу включень в умовах лазерної обробки дозволяють використовувати її в якості мікро-ХТО, що сприяє підвищенню рівня зміцнення сталей. Визначено інтервал енергій лазерного імпульсу (18...25 Дж), при яких ці ефекти виражені максимально. Показано, що поєднання лазерної термообробки з мікролегуванням локальних ділянок матриці дозволяє зменшити середні розміри і забрудненість сталі неметалевими включеннями в зоні обробки на 30...50%, а також відкриває можливості формування міжфазних границь включення-матриця з заданими властивостями при зміні режиму лазерного впливу, що сприяє підвищенню тріщиностійкості сталей.

Показана принципова можливість лазерного зміцнення зони викружки поверхні ковзання залізничних коліс зі структурою бейніту, яка володіє запасом

пластичності, що призводить до ефекту здатності прироблятися і пластичної релаксації напружень при експлуатації, а також підвищенню зносостійкості і надійності коліс внаслідок зниження ризику підрізу гребенів. Результати, отримані в роботі, запропоновані до використання при виготовленні залізничних коліс в умовах ТОВ «Інтерпайп менеджмент», а саме при створенні ділянки локальної лазерної обробки поверхні ковзання (див. додаток 1). Результати роботи впроваджені в навчальний процес на кафедрі матеріалознавства НМетАУ (див. додаток 2.). Результати досліджень відзначені Грамотою президії Національної академії наук України за результатами конкурсу робіт молодих вчених (2017 р., див. додаток 3).

Особистий внесок здобувача Основні результати дисертаційної роботи отримані здобувачем самостійно при проведенні досліджень, результати яких опубліковані в співавторстві (у порядку списку публікацій), авторів належать: [7, 8, 3, 2, 4, 6] – аналіз впливу режимів лазерної обробки на структуроутворення поблизу неметалевих включень; вибір наукових підходів до рішень поставлених задач; [4,17] проведення металографічних досліджень; формулювання висновків за отриманими результатами; [11,14] – аналіз особливостей процесів лазерного плавлення та твердіння включень; [9, 10, 5, 16] - дослідження впливу параметрів деформації на утворення тріщин; [1, 12, 13, 15] – дослідження можливості лазерного зміцнення залізничних коліс.

Апробація результатів дисертації. Матеріали дисертаційної роботи були представлені й обговорені на міжнародних науково-технічних конференціях: Стародубівські читання «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування» (Дніпро, 2015, 2016, 2017 рр.), міжнародна наукова конференція “Material science. Nonequilibrium Phase Transformations” (Varna, 2015 р.), XVII - XIII Міжнародна молодіжна науково-практична конференція "Людина і космос" (Дніпро, 2015, 2016 рр.), Міжнародна науково-технічна конференція «Неметалеві вкраплення і гази в сталях» (Запоріжжя, 2015р.), XII - XIII Міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості і освіті» (Болгарія, Варна, 2016, 2017 р.); XVI - XVII International Scientific Conference Chestochowa University of Technology.

Chestochowa, 2015, 2016 pp.), XIV Всеукраїнська науково-практична конференція «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра» НТУУ «КПІ». (Київ, 2016, 2017 pp.), IX Міжнародна конференція молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів» (Київ, 2016 р.), конференція «Молода академія 2016» ІЧМ. (Дніпро, 2016), VIII міжнародна конференція «Молоді вчені - від теорії до практики 2017» (Дніпро, 2017 р.), Міжнародна інтернет-конференція «Прикладні науково-технічні дослідження», (Івано-Франківськ, 2017 р.), IX – X конференції «Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів» НТУУ «КПІ» (Київ. 2016. 2017 pp.), I Всеукраїнській науково-технічній конференції молодих вчених «Наука і металургія» (Дніпро, ІЧМ, 2017), на науковому семінарі кафедри матеріалознавства (Дніпро, 2017 р.).

Матеріали дисертації опубліковані у 17 виданнях з яких 6 таких, що опубліковані у фахових виданнях за переліком МОН України, 1 з яких – у закордонному виданні, також 11 видань, які додатково висвітлюють результати дисертації, включаючи 1 навчальний посібник, 2 закордонні статті, що не включені до переліку фахових.

Структура дисертації. Дисертація складається із анотації, вступу, 5 розділів, висновків, списку літературних джерел з 145 найменувань і 5 додатків. Повний обсяг роботи викладений на 169 сторінках, у тому числі 127 сторінках основного тексту. Робота містить 32 рисунки і 24 таблиці.

РОЗДІЛ 1. СУЧАСНІ ВИМОГИ ДО ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ПРИ ЛАЗЕРНОМУ ЗМІЦНЕННІ ТА ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ДОСЛІДЖЕННЯ

1.1. Фізичні основи лазерної обробки металевих матеріалів

1.1.1. Способи обробки металевих матеріалів шляхом лазерної дії

Серед безлічі методів впливу на структуру і властивості сталей і сплавів слід виділити лазерну обробку, яка отримала досить велике поширення в промисловості. Вона відома вже кілька десятиліть, розроблені лазерні установки для поверхневого зміцнення, легування, зварювання металевих матеріалів. Лазерні пристрої дозволяють створювати дуже високі щільності потужності на локальних ділянках поверхні оброблюваного матеріалу. Це забезпечує особливі умови взаємодії потужного лазерного випромінювання з металевими матеріалами. Лазерна обробка матеріалів має ряд істотних переваг: 1. Висока концентрація енергії, що підводиться і локальність дозволяють проводити обробку ділянки поверхні матеріалу без нагрівання решти об'єму і порушення структури і властивостей, що призводить до мінімального викривлення деталей. Крім того, висока концентрація енергії, що підводиться дозволяє провести нагрівання та охолодження оброблюваного об'єму матеріалу з великими швидкостями при дуже малому часу впливу. 2. Можливість регулювання параметрів лазерної обробки в широкому інтервалі режимів дозволяє розробити велику кількість методів поверхневої обробки, регулювати структуру поверхневого шару. 3. Відсутність механічних зусиль на оброблюваний зразок. 4. Можливість обробки на повітрі, легкість автоматизації процесів, відсутність шкідливих відходів при обробці визначає високу технологічність лазерного випромінювання. 5. Можливість транспортувати випромінювання на значні відстані і підведення його за допомогою спеціальних оптичних систем у важкодоступні місця дозволяє проводити обробку у тих випадках, коли інші методи застосувати неможливо. 6. Висока продуктивність процесів. 7. Екологічна

чистота технології. 8. Швидка окупність капітальних витрат на обладнання (0,5 ... 1 рік).

Лазерне випромінювання має ряд унікальних властивостей: висока енергонасиченість, вузька спрямованість, монохроматичність і когерентність [1 - 13]. Воно дозволяє сконцентрувати енергію з щільністю потужності від гранично малої до 10^{18} Вт / см². Лазерне випромінювання при впливі на поверхню оброблюваного матеріалу дозволяє безконтактно, швидко і суворо дозовано передавати йому енергію. Це призводить до суттєвого впливу на фізичні, механічні та експлуатаційні властивості металевих матеріалів [1 - 13].

Зміцнення матеріалу відбувається при проходженні наступних процесів: нагрівання до температур, що не перевищують температуру плавлення, але достатніх для структурно-фазових перетворень; нагрівання до температур, що перевищують температуру плавлення, але нижче температури випаровування; інтенсивне випаровування матеріалу з поверхні матеріалів [6]. Ефекти, які виникають у поверхневому шарі оброблюваного матеріалу при протіканні цих основних процесів, стали основою для розробки методів лазерної обробки металевих матеріалів, що підвищують експлуатаційні характеристики деталей машин і металорізальних інструментів. Всі ці методи в залежності від виду використовуваного лазерного випромінювання, а також від механізму взаємодії випромінювання з матеріалом можна поділити на кілька основних груп, детально описаних в роботах [2, 6, 8, 11].

Перша група включає методи лазерної обробки, які не викликають оплавлення або будь-якого іншої зміни вихідної шорсткості поверхні, пов'язані тільки з нагріванням поверхневого шару оброблюваного матеріалу і подальшим його самоохолодженням. Керуючи процесами нагрівання у і охолодження, можна отримати різні ефекти в поверхневому шарі, зокрема термічне зміцнення, відпуск, відпал [8].

Лазерне термічне зміцнення являє собою процес, при якому тонкий поверхневий шар оброблюваного матеріалу нагрівається до температур вище температури структурно-фазових перетворень, після чого охолоджується з

надвисокими швидкостями за рахунок швидкого відводу тепла в основну масу матеріалу (автогартування). Ефект зміцнення полягає в утворенні в поверхневому шарі специфічної високодисперсної структури, яка поддається слабкому травленню і володіє підвищеними ступенем дисперсності блоків і щільністю дислокацій, має мікротвердість, що в 1,5 ... 5 разів перевищує мікротвердість структури основи. Глибина зміцненого шару в залежності від режимів опромінення може досягати 0,05 ... 3 мм [1 - 13].

Лазерний відпал є процесом лазерної обробки порівняно тонких листових матеріалів, заснований на використанні випромінювання з відносно низькою щільністю потужності, що забезпечує швидкості нагрівання і охолодження, які не перевищують критичних значень. В результаті опромінення в поверхневому шарі або в усьому об'ємі матеріалу утворюється характерна структура відпуску або відпалу.

Друга група включає методи обробки, при яких відбувається оплавлення поверхні (термічне зміцнення, лазерна аморфізація, поверхнєве легування і наплавлення).

Лазерне зміцнення з оплавленням поверхні відрізняється від зміцнення без оплавлення великими розмірами зони лазерного впливу, більш вираженою неоднорідністю структури поверхневого шару, яка складається з декількох зон. Зовнішня зона має характерну для гартування з рідкого стану дендритну будову, потім слідує зона термічного впливу, перехідний шар і матеріал основи.

Властивості поверхневого шару (мікротвердість, величини мікро- і макронапружень) у разі режиму з оплавленням залежать від хімічного складу оброблюваного матеріалу. Істотним недоліком лазерного зміцнення в режимі оплавлення є порушення вихідної шорсткості поверхні, що вимагає проведення фінішної механічної обробки.

Процес аморфізації поверхні можливий, коли у поверхневому шарі оброблюваного матеріалу створюється максимально можливий градієнт температур [6]. При цьому у вузькому поверхневому шарі товщиною $\sim 0,02 \dots 0,05$ мм швидкості охолодження можуть досягати величин

$\sim 10^6 \dots 10^7 \text{ } ^\circ \text{C} / \text{с}$, які у ряді випадків є достатніми для «заморожування» розупорядкованої при розплавленні структури, тобто для переходу металу в аморфний стан. Процес лазерної аморфізації поверхні можна здійснити в сплавах спеціальних складів, попередньо покритих одно- або багатокомпонентними покриттями, які самотійно або в сукупності з матеріалом основи схильні до аморфізації під дією лазерного випромінювання.

Лазерне легування пов'язано з процесом розплавлення за допомогою лазерного випромінювання поверхневого шару оброблюваного матеріалу і введення у розплав, що утворився легуючих елементів [2, 6, 8, 11]. Легуючі елементи в результаті турбулентних процесів, що виникають під дією гідродинамічних сил і температурних градієнтів механічно перемішуються з основним матеріалом. При цьому відбувається взаємна дифузія (масоперенесення) в рідкій фазі з утворенням твердих розчинів. Оскільки процес розчинення відбувається при гіпернерівноважних умовах нагрівання, а розчин, що утворився охолоджується з великими швидкостями за рахунок теплопровідності, в твердому розчині фіксуються підвищені концентрації легуючих елементів, які не можуть бути отримані в рівноважних умовах. Поверхневе легування використовують з метою підвищення зносостійкості, жароміцності, теплостійкості, корозійної стійкості.

Лазерна наплавлення є ефективним методом підвищення експлуатаційних характеристик і відновлення зношених робочих поверхонь деталей машин і інструментів. На підготовлену оброблювану поверхню попередньо або одночасно з лазерним випромінюванням подається дріт або порошок, які під дією лазерного випромінювання розплавляються, відбувається також часткове оплавлення основного матеріалу, що забезпечує хорошу адгезію покриття і основи.

Третя група включає методи, характерною особливістю яких є випарувальний механізм взаємодії лазерного випромінювання з матеріалом [6]. До них відноситься шокове зміцнення, яке реалізується при обробці матеріалів імпульсним лазерним випромінюванням наносекундного діапазону з щільністю

потужності $\sim 10^9 \dots 10^{12}$ Вт / см². Метод використовують для поверхневого термомеханічного зміцнення деталей машин.

Завдяки високій універсальності лазерних методів обробки вони широко використовуються у багатьох галузях металообробної промисловості. Для різних деталей і інструментів в залежності від вимог, які висуваються до стану їх поверхневого шару, може бути рекомендований найбільш ефективний з розглянутих методів лазерної обробки.

1.1.2. Фізичні процеси в металевих матеріалах, що відбуваються при лазерному впливі

Досліджені фізичні процеси і явища, а також структурні та фазові перетворення в матеріалах при дії концентрованих джерел енергії, вивчено вплив технологічних чинників на процес зміцнення імпульсною і безперервною лазерною дією [1 - 13]. Можливість інтенсивного підведення енергії до металевих матеріалів при лазерному впливі обумовлює локальність теплових і пов'язаних з ними інших фізичних процесів, що протікають в його поверхневому шарі. Тепловий стан матеріалу і характер фізичних процесів визначаються енергетичними характеристиками лазерного випромінювання: щільністю потужності і часом впливу теплового джерела, просторовим розподілом інтенсивності випромінювання по пучку та його геометричними параметрами, теплофізичними характеристиками оброблюваного матеріалу, розмірами (масою) металевих виробів, кількістю питомої енергії, безпосередньо поглиненої матеріалом, а також швидкістю її розсіювання в останньому.

Фізичні процеси, що розвиваються в матеріалі при лазерному опроміненні, з їх причинно-наслідковими зв'язками представлені схемою на рис. 1.1 [6].

Відомо, що лазерне випромінювання, потрапляючи на поверхню оброблюваного металевих матеріалу, проникає у нього і потім поглинається. Найбільша кількість енергії випромінювання поглинається у поверхні, плавно знижуючись при цьому у міру поглиблення в матеріал. В металах кванти

світлової енергії поглинаються в основному вільними електронами. Енергія електронів спочатку підвищується, а потім знижується за рахунок розсіювання енергії в процесах зіткнення з атомами або іонами кристалічної решітки [6, 8]. Ці процеси протікають в шарі товщиною $1/a$. Для металів коефіцієнт поглинання складає $10^4 \dots 10^6 \text{ см}^{-1}$. Тому енергія лазерного випромінювання в металах поглинається в шарі товщиною $0,1 \dots 1 \text{ мкм}$ [6, 8]. Таким чином, лазерне випромінювання можна розглядати як джерело теплової енергії, розташоване на поверхні або поблизу неї. При температурах нагріву від сотень до декількох тисяч градусів енергія, що поглинена в металах від поверхні всередину матеріалу передається за допомогою електронної теплопровідності.



Рис. 1.1. Фізичні процеси, що протікають в матеріалах при лазерному опроміненні [6].

Фізичні процеси та явища, що відбуваються при поглинанні лазерного випромінювання з великою щільністю потужності, є досить складними і різноманітними. Поглинання лазерного випромінювання може призвести до різних ефектів в залежності від виду і властивостей металевого матеріалу, щільності потужності поглиненого випромінювання і тривалості впливу

лазерного пучка. Застосування лазерів в обробці матеріалів та електронній технології ґрунтується головним чином на термічних ефектах поглинання лазерного випромінювання (нагрівання, плавлення або випаровування матеріалу). Інші ефекти поглинання лазерного випромінювання, наприклад утворення плазми, нелінійні оптичні явища і т. д., вивчаються в інших розділах науки і техніки [6, 8].

Застосування лазерів в обробці матеріалів пов'язано з поглинанням сфокусованого лазерного випромінювання різними непрозорими матеріалами. Отримані результати досліджень дозволили фізично інтерпретувати фізичні явища і створити їх наближений аналітичний опис. Глибина проникнення лазерного випромінювання не перевищує 10^{-5} см [8]. Початкова фаза поглинання полягає у впливі лазерного випромінювання на вільні або пов'язані електрони, що викликає збільшення їх енергії [8]. Вплив цих електронів на кристалічну решітку та інші електрони викликає підвищення температури матеріалу. Час передачі енергії електронами, які зіткнені, становить $10^{-12} \dots 10^{-14}$ с, час передачі енергії електронів кристалічній решітці - 10^{-11} с [8]. Перетворення поглиненої енергії лазерного випромінювання в теплову енергію матеріалу відбувається майже миттєво, тому температура поверхні матеріалу в області впливу швидко зростає. При цьому практично зберігається розподіл температури, який відповідний неоднорідному розподілу щільності потужності в поперечному перерізі сфокусованого лазерного пучка. Одночасно відбувається перенесення тепла в глиб металевго матеріалу.

Таким чином, в процесі лазерного нагрівання в матеріалах відбуваються різні фізичні процеси. При дії лазерного випромінювання порівняно невисокої інтенсивності оброблюваний матеріал нагрівається до певної температури T [6, 8]. При цьому в якийсь момент часу в поверхневому шарі буде перепад температур по глибині. Зі збільшенням інтенсивності або часу впливу лазерного джерела температура матеріалу на поверхні підвищиться і може досягти температури плавлення $T_{пл}$. На поверхні утворюється розплав, фронт якого почне проникати в глиб матеріалу. Подальше збільшення інтенсивності опромінення

призведе до того, що температура матеріалу на поверхні перевищить температуру випаровування $T_{\text{вип.}}$. В результаті випаровування матеріалу поверхня, що поглинає лазерне випромінювання, буде переміщуватися в напрямку дії лазерного променя. При цьому лазерне випромінювання буде поглинатися на все більшу глибину від поверхні оброблюваного матеріалу. Ці три режими лазерного нагрівання і супроводжуючі їх фізичні явища в матеріалі лежать в основі методів поверхневого зміцнення [6, 8].

При розгляді процесу нагрівання матеріалу лазерним випромінюванням, крім енергетичних параметрів, необхідно знати поглинену частку падаючого теплового потоку, просторовий розподіл щільності потужності випромінювання, теплофізичні характеристики оброблюваного матеріалу і закономірності їх зміни від температури нагрівання. Енергія лазерного випромінювання, яка поглинена матеріалом, залежить від коефіцієнта відбиття R . Відомо [6], що у металів коефіцієнт відбиття, який сильно залежить від довжини хвилі, зростає з її збільшенням. Крім того, при довжині хвилі випромінювання $\lambda > 5$ мкм коефіцієнт відбиття також залежить від електропровідності оброблюваного матеріалу, зі збільшенням якої зростає і коефіцієнт відбиття. На процес нагрівання матеріалу великий вплив має просторовий розподіл енергії або потужності лазерного випромінювання в пучку. Практично вся енергія лазерного випромінювання поглинається у вузькому поверхневому шарі (скін-шарі) і радіус плями нагрівання набагато більший глибини дифузії тепла, тобто, $R_0 \geq (a\tau)^{1/2}$ [6].

Слід зазначити, що не вся енергія лазерного пучка випромінювання витрачається на підвищення температури металевих матеріалів, оскільки значна частина випромінювання відбивається від поверхні матеріалу [8].

У випадках лазерного впливу, що викликає плавлення тонкого поверхневого шару металевих матеріалів велике значення має визначення оптимальних параметрів плавлення, зокрема, при використанні лазерів для зварювання. Час від початку поглинання лазерного випромінювання до початку плавлення або до початку бурхливого пароутворення максимальна глибина розплавленого шару змінюються в залежності від характеру матеріалу і щільності

потужності випромінювання [1 - 13]. Максимальна глибина розплавленого шару без випаровування металу при використанні імпульсних лазерів не перевищує 0,5 мм. Для отримання великої глибини необхідно використовувати лазери безперервної дії [8].

Таким чином, для повного опису поглинання лазерного випромінювання необхідно враховувати газодинамічні, процеси, а також процеси, пов'язані з поглинанням і розсіюванням випромінювання в хмарі, яка утворилася над місцем обробки.

Теоретичне і експериментальне вивчення теплового стану поверхневого шару металевих матеріалів, підданого лазерному опроміненню показало [6], що на характеристики температурного поля в матеріалі (градієнт температур, швидкості нагрівання і охолодження) великий вплив мають енергетичні параметри випромінювання, швидкість переміщення теплового джерела, характер розподілу інтенсивності в пучку, теплофізичні характеристики і геометричні розміри, оброблюваного матеріалу. Градієнт температур в поверхневому шарі при лазерному опроміненні складає $10^4 \dots 10^6 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{см}$, поступово знижуючись від поверхні в глиб матеріалу. Очевидно, великі градієнти температур обумовлюють високі швидкості охолодження, які можуть становити $\sim 10^4 \dots 10^6 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с}$, а при певних умовах і $10^8 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с}$ [6]. Приблизно такий же порядок, навіть трохи більше, мають і швидкості лазерного нагрівання ($\sim 10^5 \dots 10^8 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с}$) [6]. Є дані [6], коли $V_{\text{нагр}}$ може досягати і величини $10^{10} \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с}$.

З практичної точки зору, для гартування сталей, нагрітих до температури аустенітизації ($A_{с3}$ і $A_{сm}$ для доєвтектоїдних і заєвтектоїдних сталей відповідно), швидкість охолодження повинна бути рівною або більше критичної $V_{\text{кр}}$. Для різних сплавів в залежності від вмісту вуглецю критичні швидкості охолодження $V_{\text{кр}}$ можуть мати різні значення [6]. Швидкості охолодження, характерні для матеріалів, підданих лазерному нагріванню ($\sim 10^5 \dots 10^8 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с}$), набагато перевищують критичні швидкості охолодження, які достатні для здійснення гартування при звичайних способах нагріву, що має відбитися на характеристиках структури, розмірах зерен, блоків, мікронапружень і т. п.

Слід зазначити, що під дією імпульсного лазерного опромінення утворюється ударна хвиля [13], тиск фронту якої може досягати досить великого значення. Поширюючись в глиб матеріалу, ударна хвиля може призводити до незворотних процесів, викликати пластичні зсуви і локальну мікродеформацію. Таке поєднання пластичної деформації і нагрівання призводить до розвитку рекристалізаційних процесів [14 - 16], і це дає підставу використовувати лазерну обробку для поверхневого термомеханічного зміцнення матеріалів, що забезпечує підвищення експлуатаційних характеристик деталей, наприклад втомної міцності.

1.1.3. Закономірності лазерного зміцнення металевих матеріалів

При обробці імпульсним лазерним випромінюванням зміцнена ділянка поверхні утворюється сукупністю окремих зон лазерного опромінення, отриманих від впливу одиничних імпульсів [6]. Продуктивність і ефективність лазерного зміцнення залежить від форми плями фокусування, ступеня заповнення зонами лазерного впливу зміцнюваного профілю, а також частоти проходження імпульсів. Поверхневий шар матеріалу представляє собою один ряд зон лазерного впливу, які взаємно перекриваються, і зміщених щодо один одного уздовж вісі переміщення на величину кроку обробки s . Важливою технологічною характеристикою процесу є коефіцієнт перекриття [6]:

$$k_{\pi} = s / d_0 \quad (1.1)$$

Використовуючи вираз (1.1), можна визначити швидкість лінійної обробки

$$V = L / t = (n d_0 k_{\pi}) / t \quad (1.2)$$

де t - час обробки; n — число імпульсів випромінювання.

Час обробки зразка в імпульсному режимі визначається частотою проходження імпульсів $f = n / t$. Тоді вираз (1.2) приймає наступний вигляд

$$V = d_0 k_{\pi} f; \quad v = (d_0 s f) / d_0 = -s f \quad (1.3)$$

Як було показано в роботах [6, 11], з точки зору продуктивності крок розміщення одиничних зон лазерного впливу необхідно вибирати найбільшим, однак при цьому він не повинен перевищувати значення, при якому буде проявлятися нерівномірність зміцненого шару по глибині. Слід також

враховувати вимогу повноти заповнення профілю [6]. Ефективність різних схем розміщення зон лазерного впливу по зміцнюючій поверхні оцінюється коефіцієнтом заповнення профілю [6]:

$$k_3 = F' / F, \quad (1.4)$$

де F' - площа, що піддається опроміненню, F - площа зразка.

Зони лазерного впливу можуть накладатися одна на одну, що викликає непродуктивні втрати енергії лазерних імпульсів на повторне нагрівання вже оброблених ділянок [6]. Для отримання максимальних розмірів зміцнених ділянок лазерне зміцнення слід проводити при коефіцієнтах перекриття, що перевищують деяке порогове значення (наприклад, $k_n = 0,2$ для сталі У8) [6].

Проведений аналіз схем лазерної обробки, а також оцінка їх основних технологічних показників дозволяють раціонально вибирати технологічну схему зміцнення в залежності від необхідної продуктивності, умов експлуатації конкретних деталей або інструментів. Встановлено, що найбільший вплив на процес формування зміцненого шару надають енергетичні параметри лазерного випромінювання: енергія E , d_0 і тривалість імпульсу τ [6].

В процесі надшвидкісного лазерного нагрівання створюються нерівноважні структури металевих матеріалів, що мають більш високу твердість у порівнянні з тими структурами, які утворюються при традиційних методах зміцнення. Це створює передумови для забезпечення високої зносостійкості виробів, підданих лазерному гартуванню. Не менш важливим є також високий рівень теплостійкості загартованого поверхневого шару, оскільки дана характеристика визначає опірність металу до втрати твердості при нагріванні [1 - 13]. В результаті лазерної обробки вуглецевих і легованих сталей на поверхні металу виникають тонкі шари, що володіють підвищеною твердістю і специфічною високодисперсною мартенситною структурою. Металографічно ці шари проявляються у вигляді світлих зон, які не травляться, і добре чинять опір хімічній корозії і окисленню в процесі експлуатації. Твердість сталі після лазерного гартування досягає рівня 11000 ... 13000 Мн / м², що практично не реалізується при інших способах термообробки [1 - 13]. Фізична природа цього ефекту обумовлюється особливою

будовою мартенситу, що формується в умовах лазерного нагріву і швидкісного гартування, а також залишкового аустеніту.

Дослідженнями встановлено, що при лазерному нагріванні при аустенітизації створюється сильна хімічна неоднорідність твердого розчину по вуглецю і легуючим елементам. Це пов'язано з тим, що висока швидкість і температура нагріву сприяє інтенсивному насиченню твердого розчину (аустеніту) елементами, однак швидкоплинність впливу гальмує гомогенізацію і зберігає хімічну неоднорідність перед швидкісним охолодженням. В роботах [6, 11 - 13] показано, що при опроміненні сталей з грубодисперсною структурою (перліт) створюється підвищена хімічна неоднорідність з невисокою загальною насиченістю. Лазерна обробка мартенситу об'ємного гартування забезпечує максимальне насичення вуглецем при слабкій неоднорідності. В обох випадках ступінь зміцнення металу менше, ніж у разі лазерного гартування сталей з вихідною дисперсною структурою (дисперсні карбіди, троостит, бейніт, мартенсит відпуску). В останньому випадку досягається оптимальне співвідношення загальної насиченості і неоднорідності твердого розчину, що в процесі подальшого гартування сприяє утворенню структур з максимальною твердістю.

Висока твердість зміцненого шару обумовлена тим, що дифузія, яка є вирівнюючою, під час опромінення при температурах вище A_1 не встигає проходити і мартенсит, що утворився на місці колишніх перлітних колоній, має концентрацію вуглецю значно більшу, ніж середня в сталі. З підвищенням вмісту вуглецю в сталях після лазерного гартування зростає кількість високовуглецевого мартенситу, що утворилися з аустеніту на місці вихідних ділянок перліту [6, 11]. Середня мікротвердість загартованого шару в цих сталях становить, відповідно, 5 і 5,25 ГПа, тоді як мікротвердість мартенситу - 7 ... 9 ГПа. Дослідження впливу температури відпуску на зміцнення опромінених сталей показало, що висока мікротвердість зміцнених поверхневих шарів зберігається до 300 ... 350 ° С [13], вище починається помітне знеміцнення, яке пов'язане з розпадом мартенситу і полігонізацією. Встановлено, що після лазерного опромінення утворюється

мартенсит з дисперсністю, яка в два рази більше, ніж при звичайному гартуванні. Крім того, швидкісне охолодження впливає на процес виділення надлишкових фаз, поліморфні перетворення і т.п. Наприклад, лазерне гартування призводить до різкого (майже в 8 разів) зменшення вмісту фериту в сталі 35 у порівнянні з вихідним станом [6].

Зміцнення при лазерній обробці також пов'язано з підвищенням щільності дислокацій і утворенням дислокаційної субструктури, яка аналогічна субструктурі сильно деформованих металів [14 - 20]. Очевидно, щільність дислокацій при ЛТО збільшується під дією сильних термічних напружень, що виникають через швидке відведення тепла в глиб металу і великого градієнта температур між окремими областями зони лазерного впливу, а також завдяки розвитку мікропластичних зсувів релаксаційного характеру поблизу різних концентраторів напружень. У міру віддалення від поверхні перепад температур і величина термічних напружень падають. Це призводить до зниження щільності дислокацій в металі і зменшення його мікротвердості до вихідних значень. Результати досліджень дозволяють розробляти режими лазерного зміцнення [6].

На процес формування зміцненого шару великий вплив мають також схеми розташування одиничних зон лазерного впливу на оброблюваній поверхні. Зміцнена зона на поверхні зразка або виробу після лазерної обробки має характерну «мозаїчну» мікроструктуру, характер якої визначається схемою нанесення плям опромінення. На ефективність лазерного зміцнення, розмірні характеристики, структуру і мікротвердість зміцненого шару істотно впливають поглинальна здатність матеріалів, яка визначається шорсткістю оброблюваної поверхні, а також енергетичні параметри лазерного випромінювання: щільність енергії і тривалість імпульсу, умови фокусування випромінювання, технологічні схеми лазерної обробки. Режими лазерної обробки можна визначити по номограмі, розробленої на основі отриманих моделей, задаючись необхідними характеристиками зміцненого шару (твердістю, глибиною), що може бути успішно використано при розробці конкретних технологічних процесів лазерного зміцнення [1 - 6, 11].

1.1.4. Фізико-механічні властивості металевих матеріалів після лазерного зміцнення

Експлуатаційні характеристики зміцнених металевих матеріалів (зносостійкість, фрикційні властивості, механічні характеристики, теплостійкість, величина і характер розподілу залишкових напружень) багато в чому визначаються особливостями структури зміцненого шару, для якої характерні висока ступінь дисперсності, аномально висока твердість, знижена хімічна активність [1 - 13, 21 - 24]. Оскільки металеві матеріали мають високу теплопровідність, тепловий потік з дуже великою швидкістю переміщується на певну глибину від поверхні і створює значні термічні і структурні напруження. Відомо, що в залежності від природи металу або сплаву в ньому можуть утворитися два види напружень [6, 8, 11 - 13]. При відсутності в металі або сплаві поліморфних або фазових перетворень, в зоні лазерного впливу виникають тільки термічні напруження. При проходженні поліморфних або фазових перетворень, що супроводжуються зміною об'єму структурних складових, поряд з термічними напруженнями, виникають також структурні напруження [6, 8, 13].

При малих щільностях потужності, коли металевий матеріал нагрівається до температур нижче температури плавлення, в поверхневому шарі виникають значні напруження розтягнення, причому область їх поширення порівнянна з глибиною зони термічного впливу [6, 8]. Слід також відзначити наявність великого градієнту залишкових напружень на границі зони лазерного впливу і вихідного матеріалу. Зі збільшенням щільності потужності лазерного випромінювання, що супроводжується появою на поверхні тонкого шару оплавленого матеріалу, спостерігається зниження напружень, що розтягують і вирівнювання їх по глибині [6, 8]. При подальшому збільшенні щільності потужності відбувається інтенсивне плавлення матеріалу, залишкові напруження в поверхневому шарі змінюють знак, тобто, з'являються стискуючі напруження, а в глибині зони термічного впливу відбувається істотне зростання напружень, що розтягують [6, 11].

В процесі імпульсного нагрівання поверхні матеріалу вже на початку відбувається істотне об'ємне розширення металу в зоні лазерного впливу, інтенсивність і величина якого визначаються швидкістю і температурою нагріву матеріалу. Збільшенню об'єму перешкоджають холодні шари, що оточують область нагрівання, тому в зоні термічного впливу розвиваються стискуючі напруження, величина яких тим більше, чим вище температура нагріву металу [6, 8, 11 - 12]. Зростання стискуючих напружень відбувається до тих пір, поки в матеріалі, який нагрівається, не стануть можливими релаксаційні мікропластичні процеси.

Незважаючи на високі швидкості охолодження після лазерної дії, процес охолодження можна розділити на кілька етапів. Відомо, що в початковий момент часу після дії лазерного імпульсу найбільш інтенсивно охолоджується поверхневий шар, а в прилеглих ділянках температура підвищується внаслідок припливу тепла з поверхневого шару [6, 8, 11 - 12]. В результаті охолодження поверхні відбувається скорочення нагрітого об'єму, однак очікуване зростання стискуючих напружень не відбувається внаслідок проходження релаксаційних мікропластичних процесів в ділянках, що знаходяться в глибині зони термічного впливу. Потім швидкості охолодження матеріалу за обсягом зони термічного впливу вирівнюються, і починають більш інтенсивно охолоджуватися шари, які межують з холодною масою основного металу. У міру затвердіння металу в зоні термічного впливу втрачається його демпфуюча здатність і починається інтенсивний розвиток напружень, що розтягують в напрямку до поверхні в результаті скорочення об'ємів, які охолоджуються [6, 8, 11 - 12]. При цьому в тонких поверхневих шарах значення розтягуючі напружень можуть перевищувати межу міцності матеріалу, внаслідок чого на обробленій лазерним випромінюванням поверхні може утворитися сітка мікротріщин. Цілком очевидно, у цьому випадку термічні напруження мають визначальне значення у формуванні напруженого стану зміцненого шару [6, 8, 11 - 12].

При подальшому охолодженні в металевому матеріалі відбуваються структурні перетворення, які незмінно супроводжуються зміною питомого

об'єму. Наприклад, в сталях відбувається мартенситне перетворення, що сприяє збільшенню об'єму і тим самим обумовлює розвиток структурних напружень, причому ці напруження спрямовані протилежно напрямку тепловідводу, тобто, до поверхні зміцненого матеріалу [6, 8, 11 - 12]. Збільшення об'єму матеріалу, що зазнає структурні перетворення, викликає розвиток стискуючих напружень, які в якійсь мірі сприяють зниженню розтягуючих термічних напружень, які виникли раніше. Таким чином, напружений стан металевому матеріалу визначається термічними залишковими і структурними напруженнями, які мають різний знак. Залежно від співвідношення величин цих напружень буде різним підсумковий розподіл залишкових напружень в матеріалі.

Щільність потужності випромінювання багато в чому визначає характер процесів, що відбуваються в металевому матеріалі, а значить, і співвідношення складових напружень. Зі збільшенням щільності потужності, коли збільшується об'єм розплавленого металу, в поверхневому шарі утворюються і поширюються на досить велику глибину стискуючі напруження, які поблизу границі з основним металом переходять у розтягуючі напруження [6, 8, 11 - 12]. Мабуть, при лазерній обробці істотну роль у формуванні залишкових напружень з таким розподілом грають термопластичні деформації, що виникають внаслідок нерівномірності температурного поля в зоні термічного впливу і великих швидкостей охолодження матеріалу [6, 8, 11 - 12].

Рентгеноструктурні дослідження різних сталей, опромінених в імпульсному і безперервному режимах, показали, що зміна структури металевих матеріалів при лазерній обробці багато в чому аналогічна змінам, що відбуваються при гартуванні або пластичній деформації (наклепі). Вплив лазерного випромінювання викликає значне зменшення розмірів блоків, зростання мікровикривлень кристалічної решітки і збільшення щільності дислокацій [1 - 13].

Лазерне зміцнення впливає на механічні характеристики сталей, такі, як межа міцності (тимчасовий опір) σ_b , умовна границя плинності $\sigma_{0,2}$, ударна в'язкість a_u . Виявлено, що зі збільшенням щільності потужності випромінювання

спостерігається деяке зниження межі міцності і ударної в'язкості, в той же час лазерне зміцнення практично не впливає на зміну умовної межі текучості сталей [6, 8, 11 - 12]. У той же час, для загартованої сталі такий вплив лазерного зміцнення встановити не вдалося через великий розкид результатів випробувань [6, 11]. Ударна в'язкість загартованої сталі знижується в результаті лазерної обробки.

Для деталей машин, що піддаються в процесі експлуатації термічному навантаженню, важливим показником є теплостійкість матеріалів, підданих лазерному зміцненню. Тут дуже важливо розуміти, які структурні і фазові перетворення зазнає зміцнений матеріал при подальшому нагріванні, який може призвести до відпуску загартованої лазерним випромінюванням ділянки. У численних роботах [1 - 13] встановлено, що сталі після лазерної обробки краще чинять опір термічній обробці. У порівнянні з зміцненням традиційними методами опромінений метал має більш високу мікротвердість [6]. У загальному випадку дані роботи [6] свідчать про підвищення теплостійкості швидкорізальних сталей за рахунок лазерної обробки на $70...80^{\circ}\text{C}$, що може впливати на зносостійкість металорізальних інструментів і деталей машин.

Зносостійкість є одним з найбільш важливих показників лазерного зміцнення. Відомо, що процес зношування залежить від ряду факторів - поєднання фізико-механічних властивостей пар тертя, шорсткості контактуючих поверхонь і їх твердості, швидкості і характеру тертя, питомих тисків, мастила і т.п. Вивченню впливу лазерного зміцнення на зносостійкість матеріалів присвячено безліч робіт [6, 8, 11, 13]. Встановлено, що інтенсивність зношування сталей підданих лазерній обробці, при їх терті по твердому сплаву істотно знижується при одночасному зменшенні в $1,7...2,5$ рази коефіцієнта тертя. Лазерне зміцнення може бути використано для підвищення зносостійкості деталей, що працюють в умовах сухого тертя або в абразивно-масляному середовищі. При цьому спостерігається підвищення зносостійкості не тільки зміцненої деталі, але і деталі, поєднаної з нею [6]. Ефективність лазерного зміцнення проявляється в більшій мірі у деталей, що працюють у вузлах тертя з

мастилом. Очевидно, вплив лазерного зміцнення на зносостійкість матеріалів пов'язаний зі специфікою структури, що утворюється в поверхневому шарі: високим ступенем дисперсності, зниженою хімічною активністю, високою мікротвердістю. Відомо, що висока твердість поверхонь тертя не завжди є фактором, що визначає їх опір зносу. У кожних конкретних умовах співвідношення твердості контактуючих поверхонь і її розподіл мають певне оптимальне значення.

1.2. Вплив неметалевих включень і міжфазних границь включення-матриця на властивості сталей

1.2.1. Неметалеві включення і властивості сталей

Неметалеві включення є природною складовою структури сталей. Вони утворюються в процесі виплавки і розливання сталі, а також кристалізації злитка. Їх класифікують за кількома ознаками [18 - 20, 25 - 31]: походженням, моменту утворення, хімічним складом, атомною структурою, мікроструктурою, температурою плавлення, механічній поведінці. За походженням їх поділяють на дві групи: ендегенні та екзогенні. Ендегенні включення утворюються в результаті реакцій між компонентами сталі, зменшення розчинності компонентів в рідкій і твердій сталі при зниженні температури, а також при протіканні різних багатофазних перетворень, додаванні в сталь розкислювачів і десульфуратів. Екзогенні включення являють собою продукти руйнування футеровки сталеплавильних агрегатів і сталерозливних пристроїв, частинки шихти, екзотермічних сумішей, піщаних і рафінованих шлаків. По складу неметалеві включення можна розділити на кілька основних груп: 1) прості оксиди (FeO , MnO , Al_2O_3 , TiO , Cr_2O_3 , FeO-MnO , MgO , TiO_2); 2) складні оксиди - включення типу шпінелей із загальною формулою $\text{MeO} \cdot \text{Me}_2\text{O}_3$ ($\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MnO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$); 3) силікати ($\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$, $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$); 4) сульфідів (FeS , MnS , TiS , VS , CrS , Al_2S_3); 5) фосфіди (Fe_3P); 6) нітриди (AlN , VN , Fe_4N , CrN , TiN); 7) гідриди (VH , TiH); 8) карбіди (VC , WC , Fe_3C , Mo_6C , Cr_4C , Cr_7C_3); 9) селеніди (FeSe); 10) телуриди (FeTe); 11) бориди (FeB , Ni_2B , Cr_4B , TiB). Відомо, що в структурі сталі

можуть бути різні включення, які утворюються в результаті реакцій компонентів сталі з киснем, сіркою, азотом.

За атомною структурою включення діляться на кристалічні і аморфні. Зустрічаються включення з різними типами кристалічних решіток [26, 31]. Включення ідентифікують по ряду діагностичних ознак, які використовуються в мінералогії та засновані на оптичних властивостях, що визначають у відбитому і прохідному світлі під мікроскопом (оптична ізоτροпія, анізотропія, показники світлопереломлювання) [26], а також люмінесцентне свічення в потоці рентгенівських променів.

За мікроструктурою включень їх поділяють на кілька основних типів [18 - 20]. Однофазні частинки, склад яких може відповідати простій формулі будь-якої з основних груп. Гетерофазні частинки утворюються, якщо включення, що з'явилося першим, служить підкладкою для кристалізації нової неметалевої фази у вигляді суцільної або переривчастої оболонки. Зустрічаються гетерофазні включення типу «фази поруч», де обидві фази - оксидні, нітридні, і т.п. існують на рівних. Включення, що утворилися в результаті одночасної кристалізації фаз в результаті евтектичного перетворення мають структуру евтектичних колоній. Існують також гетерофазні включення, в яких в «неметалевій» матриці (сульфідній, силікатній і т.п.) присутні дисперсні частинки інших фаз (оксидних, нітридних та ін..).

Класифікації включень по температурі плавлення і механічній поведінці мають умовний характер [18 - 20, 26, 31]. Прийнято розділяти включення на тугоплавкі і легкоплавкі, хоча при цьому немає чіткої температурної межі: до тугоплавких відносять включення з температурами плавлення, що перевищують температури гарячої деформації сталі на 100 ° С і більше; легкоплавкі включення мають температури плавлення, близькі до температур гарячої обробки сталі тиском. За механічною поведінкою включення ділять на тендітні і пластичні.

Більшість включень - оксиди, силікати, нітриди, бориди, карбіди належать до фаз впровадження, де в решітці основного металу розподілені атоми неметалу [32, 33]. У фазах впровадження міцність зв'язку між атомами металу і неметалу

зменшується зі збільшенням атомного номера металу в кожному періоді системи елементів. Внаслідок малого розміру атомів неметалу вони мають високу рухливість в решітці навіть при низьких температурах. Атоми неметалу розчиняються не тільки в кристалічній решітці металу, але і в місцях розташування різного виду дефектів кристалічної будови. Для неметалевих включень, як фаз впровадження, характерна наявність як би двох кристалічних підрешіток - металевої та неметалевої, причому металева підрешітка, як правило, відрізняється від решітки металу-розчинника [32]. У з'єднаннях впровадження зберігається металевий тип зв'язку, однак, крім того, реалізуються інші типи зв'язку - ковалентний, іонний, гомеополарний. Міцність міжатомних зв'язків у включеннях зростає при збільшенні числа електронів, що супроводжує зростання розміру атома металу при переході від елемента до елемента в кожному періоді системи елементів. Коли зв'язки набувають спрямований характер, це призводить до крихкості [34]. Температуру плавлення включень можна розглядати як якісну міру хімічної спорідненості між металом і неметалом, тобто як міру міцності речовини.

Більшість неметалевих включень (оксиди, бориди, гідриди, нітриди, карбіди) є тугоплавкими. Температури плавлення і випаровування характеризують енергію розриву зв'язків, пружні константи (модулі нормальної пружності і зсуву) - деформованість зв'язку [32]. Ці величини залежать від енергії зчеплення атомів (іонів) в решітці. Тугоплавкі включення мають високу твердість, яка обумовлена відповідно високим рівнем сил міжатомних зв'язків. Багато тугоплавких включень є крихкими як в низькотемпературній, так і в високотемпературній області [32]. Крихкість забезпечується спрямованістю зв'язків в решітці і високим значенням сил Пайєрлса-Набарро для дислокацій. Крім того, вплив надають характеристики дислокаційної будови і взаємодії дислокацій з іншими дефектами, а також низька швидкість розмноження дислокацій.

Включення в сталі представляють собою досить широке коло матеріалів, що мають різні фізичні, хімічні та механічні властивості. В одній сталі можуть

утворитися включення декількох типів за складом і структурою. За даними [30], в 1 т звичайної вуглецевої сталі міститься до 10^{12} - 10^{13} включень оксидів і ще більше сульфідів. Основна кількість цих включень (98%) мають розміри менше 0,2 мкм, тому не всі з них можна побачити під металографічним мікроскопом. Підвищення ступеня чистоти сталі є найважливішим завданням сталеплавильного виробництва. Проблему зниження вмісту включень в сталі необхідно вирішувати комплексно, починаючи з підготовки шихти, технології виплавки, розливання і розкислення сталі, закінчуючи умовами затвердіння злитка. Якість сталі залежить не тільки від кількості включень, але від їх розподілу, поведінки при кристалізації, термічній обробці і деформації, тому дуже важливо отримати в сталі включення з оптимальними параметрами [18 - 20, 25, 27 - 36].

Механічні властивості сталі залежать від змісту, форми, розмірів і розподілу в ній включень. В літературі наведені дані щодо впливу включень на циклічну міцність, ударну в'язкість, міцність при розтягуванні, що показують негативний вплив включень на механічні властивості, однак існують і протилежні думки, що викликано різноманітністю типів включень і методів механічних випробувань [18 - 20, 25, 27 - 29, 35, 36]. Включення сприяють окрихченню сталей, оскільки утворення тріщини поблизу включення знижує роботу її зародження, яка пов'язана з питомою кількістю включень. Неоднорідність механічних властивостей сталі може бути викликана не тільки зміною кількості включень, а й зміною їх форми, а також утворенням строкатих скупчень включень в процесі деформації [18 - 20, 25, 29 - 37, 38]. Механічні властивості сталі чутливі до зміни природи, розміру і розподілу включень. Тому для зменшення ступеня шкідливого впливу включень необхідно, щоб вони були рівномірно розподілені в литий і деформованій сталі, що в умовах виробництва забезпечити не завжди можливо.

Технологічні властивості сталі визначаються, в першу чергу, технологічною пластичністю, яка багато в чому залежить від кількості, типу і розподілу включень [18 - 20, 27 - 30, 37]. Зниження технологічної пластичності сталі може спостерігатися при високих і низьких температурах деформації зі збільшенням

вмісту включень. Вплив включень на технологічну пластичність залежить від їх поведінки при деформації, а також розмірів та розподілу. При всіх температурах шкідливий вплив надають грубі скупчення недеформівних або пластичних включень різних типів, які викликають високу концентрацію напружень і ускладнюють пластичну течію сталі. Зниження гарячої технологічної пластичності пов'язано з наявністю легкоплавких включень.

Експлуатаційні властивості сталей також багато в чому визначаються включеннями [18 - 20, 25, 28, 29]. В процесі експлуатації металеві конструкції і деталі знаходяться в складних умовах навантаження, відчують знакозмінні навантаження, піддаються впливу підвищеної або зниженої, а часто і температури, яка циклічно змінюється. Надійність і довговічність конструкцій і деталей пов'язана з їх стійкістю до виникнення і розвитку тріщин. В умовах дії знакозмінних, циклічних і постійних навантажень і температур поблизу включень неминуче виникає локальне поле напружень, величина яких залежить від виду навантаження, розміру, форми і взаємного впливу включень. Процес накопичення цих напружень призводить до зародження втомних тріщин поблизу включень. Термоструктурні напруження сприяють утворенню термічних порожнин на границях включень з матрицею, що є готовими джерелами руйнування. Включення з точки зору впливу на конструкційну міцність розглядаються як дефекти, для яких важливі розмір і форма. На підставі даних про величини K_{IC} для різних сталей необхідно визначати критичні розміри включень [18 - 20, 25, 38]. З точки зору форми найменш сприятливі гострокутні і пластинчасті включення.

У поверхневих шарах виробів, що працюють в умовах дії контактних напружень (наприклад, залізничні колеса) поблизу включень розвиваються втомні тріщини. За даними роботи [39], втомні тріщини утворюються у 100% оксидних і силікатних, 21% оксисульфідних, 48% нітридних і 4% сульфідних включень. Коефіцієнти небезпеки включень з точки зору втомного руйнування для включень глинозему, алюмосилікатів, нітридів, кремнезему, сульфідів, кальцієвих силікатів і оксисульфідів церію складають відповідно 13, 10, 8, 6, 4, 2,

1 [40 - 42]. Деталі, що працюють в умовах тертя, піддаються зносу. У процесі зносу поверхневий шар деталей зазнає пластичні зрушення, на поверхні утворюються частинки зносу, специфіка яких визначається видом зносу. Включення, що знаходяться поблизу поверхні, полегшують формування і відрив частинок зносу. Крім того, на включеннях в процесі зносу виникають втомні тріщини, які поширюються в сталеву матрицю.

Таким чином, присутність включень знижує якість сталі, особливо скупчення ендегенних частинок і грубі екзогенні включення. Вплив неметалевих включень на властивості сталі обумовлений в першу чергу тим, що вони є концентраторами напружень і деформацій [18 - 20, 25, 37, 38, 43 - 49]. Механіка суцільного середовища неодноразово зверталася до питань концентрації напружень біля отворів і включень. Різниця фізичних, механічних і хімічних властивостей у включення і сталеві матриці призводить до виникнення напружень на границі їх розділу, величина яких залежить від ряду факторів: когерентності включення і матриці, яка визначається ступенем відповідності їх кристалічних структур і енергією поверхні розділу; форми і розміру включення; відстані між включеннями, що визначає їх взаємний вплив; об'ємної частки включень; розподілу включень. Поблизу поверхні частинки напруження мають величину порядку $G_M / 100$, де G_M - модуль зсуву матриці [43]. Зовнішній вплив також викликає додаткові напруження поблизу частинок внаслідок відмінності пружних постійних матриці і включень. Ці напруження можуть бути нормальними (розтягують або стискають) і зсувними і мають локальний характер.

Моделі зародження крихких тріщин в матриці поблизу включень засновані на концепції гальмування деформації включенням і взаємодії поля напружень загальмованої деформації з полем напружень у включення. Всі моделі носять дислокаційний або дисклінаційний характер і засновані на взаємодії дефектів решітки матриці з включеннями [18 - 20, 25, 48]. Макроскопічний критерій зародження порожнин на включеннях був отриманий в роботі [50]. Пори виникають при досягненні напруженнями і деформаціями критичних значень [18 - 20, 25, 38, 51]. Зародження пір розглядається з точки зору обміну енергією між

частинкою і сталевою матрицею при створенні нової поверхні розділу, проте при цьому невідомий механізм відділення частинки від матриці і критичні деформації.

Вплив включень на руйнування сталі є однією з найбільш давніх і складних проблем металознавства, що охоплює широке коло явищ, пов'язаних з типом включення, його зв'язком з матрицею, хімічним складом і структурою матриці, умовами обробки. Численні моделі зародження мікроруйнування розглядають включення з чисто механічної точки зору, враховуючи також різні особливості поведінки дефектів в матриці, але, як показано в роботах [18 - 20, 25, 38, 51], необхідно враховувати його склад і структуру, а також особливості будови границі розділу включення-матриця.

1.2.2. Засоби впливу на неметалеві включення і міжфазні границі включення-матриця

Численні дослідження показали, що природа, форма, кількість, розміри і розподіл неметалевих включень в сталі істотно впливають на її механічні, технологічні та експлуатаційні характеристики. Безумовно, ступінь чистоти сталі від включень є одним з найважливіших показників її якості. Для більшості якісних сталей встановлені суворі обмеження як за загальним змістом, так і присутності окремих видів неметалевих включень. Істотне підвищення ступеня чистоти сталей досягнуто завдяки розвитку вакуумної металургії та електрошлакової переплавки. Великий прогрес у вирішенні питань підвищення чистоти сталей по включенням, а також отримання включень заданих типів пов'язаний з різними заходами: розробкою технологій їх видалення при різних умовах виплавки, розливання і кристалізації сталей; застосуванні способів комплексного і багатостадійного розкислення сталей; використанні легуючих добавок, феросплавів і лігатур підвищеної чистоти; застосуванні позапічного вакуумування сталей, рафінування їх шлаками у ковші і в процесі розливання; отриманні заготовок методом безперервного розливання; використанні мікродобавок ЛЗМ, РЗМ; і т.п. Проте, ця проблема залишається актуальною, що

проявляється в постійно зростаючій кількості публікацій та науково-практичних конференцій в цій області. Показано, що на практиці часто має значення не абсолютний зміст неметалевих включень в сталі, а їх природа, форма, розміри і розподіл. Важливо отримувати в сталях включення з оптимальними властивостями по відношенню до процесів ліквідації, деформівності, утворення мікроруйнувань, а також можливо меншим негативним впливом на технологічну пластичність, оброблюваність, механічні, функціональні і експлуатаційні властивості сталей.

Одним із шляхів вирішення важливого завдання підвищення міцносних властивостей сталей є зменшення забрудненості неметалевими включеннями, зменшення їх розмірів і забезпечення їх рівномірного розподілу. В процесі різних впливів в неметалевих включеннях відбуваються різного роду фазові і структурні перетворення, що сприяє зміні розмірів включень, їх фазового і структурного стану і безсумнівно впливає на локальні зони сталеві матриці поблизу неметалевих включень. Характер цих змін може призвести до зміцнення або пластифікування неметалевих включень, а також істотно змінити адгезійні зв'язки на міжфазних границях включення-матриця і внутрішніх міжфазних границях в гетерофазних включених. В роботах [18 - 20, 25, 37, 38, 51] обговорюється вплив типів неметалевих включень на утворення і розвиток мікроруйнувань в сталях, визначені критичні розміри і ступені деформації для утворення цих пошкоджень, показано вплив умов деформації на їх зростання і роль у макроруйнуванні сталей. Показано, що неметалеві включення в сталі представляють собою набір концентраторів напружень, величина яких залежить від типу і розміру включення, температурно-швидкісних умов деформації, співвідношення фізико-механічних властивостей включення і матриці і інших чинників. При зовнішньому навантаженні на кожному релаксаторі (включенні) виникають автоколивання. Релаксація напружень відбувається шляхом послідовних скидів напружень на концентраторах з випусканням різного роду дефектів. В результаті поблизу включень виникають дисипативні структури, які свідчать про процеси самоорганізації в системі включення-матриця при термо-механічних впливах.

Слід зазначити, що поведінка неметалевих включень при деформації і їх вплив на механічні, технологічні та експлуатаційні властивості сталей багато в чому визначається будовою і когезивною міцністю міжфазних границь включення-матриця сталі [18, 20, 38]. Ці границі визначають дифузійну і механічну взаємодію між включеннями і матрицею при різних видах термодеформаційного впливу [52 - 60]. Слід зазначити, що міжфазні границі вивчені значно меншою мірою, ніж границі зерен. Їх реальна структура значно складніша, ніж структура границь зерен, оскільки не представляється можливим повний збіг вузлів кристалічних решіток різних фаз [61 - 64]. У той же час неминучі релаксаційні процеси, які передбачають утворення певних підрешіток, що складаються з співпадаючих вузлів решіток сусідніх фаз (включення і сталеві матриці) або близьких до положень збігу, що сприяє формуванню низькоенергетичних міжфазних границь. Будова границь включення-матриця і можливі зміни їх вихідної структури в процесі механічної і термічної обробки сталі піддаються опису в термінах дефектів граничної структури [18, 20]. В роботах [65 - 87] досліджено пластичну поведінку границь включення-матриця, а також їх вплив на утворення тріщин поблизу неметалевих включень. Отримано широкий спектр даних про вплив типу включення на зазначені процеси. У той же час необхідні подальші дослідження впливу умов деформації, наприклад, температури і швидкості навантаження, на утворення тріщин поблизу включень.

Очевидно, необхідні нові підходи до процесів зміни параметрів неметалевих включень, в тому числі аналіз впливу на них теплових і деформаційних дій, що дозволить зменшити розміри включень, змінити їх розподіл і пластичну поведінку при деформації, підвищити тріщиностійкість локальних ділянок сталеві матриці поблизу включень і границь включення матриця. В роботах [18 - 20, 37, 38, 51] показана принципова можливість впливу на природу, розміри, розподіл і властивості неметалевих включень в сталях шляхом високотемпературного відпалу, гарячої деформації, лазерної обробки, вибухового впливу і термоциклювання в результаті структурних і фазових перетворень, які змінюють фізико-механічні властивості самих включень і

когезивну міцність міжфазних границь включення-матриця. Необхідно детальне вивчення впливу високоенергетичних обробок на поведінку міжфазних границь включення-матриця і їх когезивну міцність при подальшій деформації. Цілком очевидно, це пов'язано зі зміною енергетичного і структурного стану цих границь. Зовнішні впливи сприяють перебудові структури міжфазних границь включення-матриця в результаті перерозподілу граничних дефектів. Характер цих перебудов залежить від умов їх реалізації.

1.2.3 Локальне зміцнення сталеві матриці поблизу неметалевих включень

Лазерна обробка, що викликає потужні процеси масоперенесення, повинна істотно впливати на неметалеві включення, а також структуру і трансформацію міжфазних границь включення-матриця завдяки розвитку релаксаційних процесів різного типу. Слід зазначити, що в роботах [88 - 94] при дослідженні впливу лазерної обробки на розплави різних металевих систем, в тому числі залізовуглецевих сплавів, вивчалися процеси перерозподілу неметалевих включень і їх часткового розчинення.

Дослідження поведінки включень різних типів при лазерному впливі дозволило визначити їх специфічну роль в багатофакторному розвитку зміцнення сталей [18 - 20, 95 - 98]. Встановлено, що енергія лазерного імпульсу виявилася достатньою для оплавлення тугоплавких і плавлення легкоплавких включень, а також розвитку процесів масоперенесення, що призводить до збагачення навколишньої матриці елементами включення і переходу елементів матриці в поверхневу зону включень. Обговорюються умови взаємодії між включеннями і сталеві матрицею в момент лазерного впливу. Рушійною силою обміну атомами через границю є перепад хімічних потенціалів елементів, що містяться у включенні і навколишній матриці. Коефіцієнти дифузії атомів решітки (заліза) і атомів заміщення поблизу температур плавлення сталей у разі лазерного опромінення перевищують рівноважну величину на порядок [13], коефіцієнти дифузії атомів впровадження зростають ще більше. Слід зазначити можливість іонізації атомів компонентів сталі і включень під дією опромінення, що також

впливає на швидкість масоперенесення. Для імпульсного навантаження характерно також аномальне прискорення масоперенесення [99]. Процеси масоперенесення, що протікають при лазерному впливі, полегшуються нагріванням до високих температур і рухом дефектів кристалічної будови, що виникають при тепловому ударі. В роботі [100] розраховані температурні поля і визначені області пластичної течії в металі при лазерному впливі, що дозволило стверджувати про те, що масоперенесення пов'язане з релаксацією термопластичних напружень, що виникають при опроміненні, а також з появою рухомих дислокацій, відповідальних за пластичну течію металу. Встановлено, що зона матриці, що прилегла до включень, насичується компонентами включень, причому і у випадках оплавлення включень і матриці, і в твердому стані [18 - 20, 95 - 98]. Поверхня включень, особливо у випадках їх оплавлення, насичується компонентами матриці завдяки руху атомів матриці в протилежному напрямку. В умовах різкого охолодження атоми елементів, що перейшли з включень в матрицю, фіксуються в твердому розчині. Зони матриці поблизу включень є пересиченими компонентами включень твердими розчинами. Показано вплив стану включення і матриці в момент лазерної дії на рівень насичення матриці і її мікротвердість [18 - 20, 95 - 98]. Систематизовані дефекти лазерно-загартованого шару, які обумовлені неметалевими включеннями. При вивченні впливу подальшої деформації виявлено явище локального дифузійного мікрозварювання включень зі сталеву матрицею, що сприяє зміні стану міжфазних границь і механізму утворення мікроруйнування. Однак, ці дослідження поставили чимало запитань. Зокрема необхідно вивчення особливостей формування зон насичення в матриці і включенні, а також трансформації границь включення-матриця при різних режимах лазерного впливу і подальшої деформації.

Результати вивчення розподілу мікротвердості матриці безпосередньо на лазерно-обробленій поверхні показали, що поблизу включень мікротвердість значно перевищує середнє значення мікротвердості матриці далеко від включень [18 - 20, 95 - 98]. Величина мікротвердості матриці залежить від типу сталі, оскільки ступінь зміцнення сталі в процесі лазерного опромінення і гартування

залежить від її складу і структури, що визначають механізм зміцнення. Сумарний ефект досягається від впливу підвищеної кількості дефектів структури, пластичних зсувів і поворотів, високотемпературного наклепу, мартенситного перетворення, розчинення карбідів і фіксування вуглецю і легуючих елементів в твердому розчині, а також мікрохімічній неоднорідності. В локальних зонах матриці поблизу включень ці чинники також діють, проте збільшення мікротвердості матриці в цих ділянках свідчить про специфічний вплив включень, ступінь якого характеризується величиною коефіцієнту K_B .

Величина мікротвердості матриці поблизу включення H_m і значення коефіцієнта K_B залежать від стану включення і матриці в момент опромінення. Значення H_m і K_B максимальні при оплавленні усіх видів включень і матриці, зменшуються у випадках оплавлення матриці біля твердих включень і мінімальні у випадках твердого стану включень і матриці. Це пояснюється тим, що максимально елементами включень насичується рідка матриця при оплавленні або повному розплавленні включень. Слід зазначити, що значення коефіцієнтів K_B при лазерному впливі значно перевищують аналогічні коефіцієнти, визначені при дослідженні термічних напружень, обумовлених різним стиском включень і матриці при охолодженні [14]. Значення коефіцієнтів K_B при лазерному опроміненні знаходяться в межах 1,44 ... 1,86, величина коефіцієнтів K_σ чисто термічного походження для охолодженої на повітрі сталі - 1,05 ... 1,35. При лазерному впливі значення мікротвердості H_m і коефіцієнтів K_B в матриці поблизу включень зростають внаслідок дії тих же чинників, що і далеко від включень, а також виникнення термічних напружень. Специфічний вплив включень проявляється в насиченні і пересиченні прилеглих ділянок матриці компонентами включень, виникненні термічних напружень і локалізації релаксаційних процесів (деформаційного і рекристалізаційного), що мають високошвидкісний характер.

При врахуванні впливу включень на лазерне зміцнення сталі сумарний зміцнюючий ефект від дії різних факторів виглядає наступним чином:

$$\sigma = \sigma_{\text{вис}} + \sigma_{\text{фаз}} + \sigma_{\text{лег}}^K + \sigma_{\text{м/хім}} + \sigma_{\text{терм}}^B + \sigma_{\text{лег}}^B + \sigma_{\text{дисп}} + \sigma_{\text{деф}} + \sigma_{\text{рекр}} \quad (1.5)$$

де $\sigma_{\text{вис}}$ - напруження від високотемпературного наклепу; $\sigma_{\text{фаз}}$ - напруження від фазового наклепу при нагріванні і охолодженні; $\sigma_{\text{лег}}^{\text{K}}$ - зміцнення локальних зон розчинення карбідів і мікролегування матриці; $\sigma_{\text{м/хім}}$ - зміцнення від мікрохімічної неоднорідності; $\sigma_{\text{терм}}^{\text{B}}$ - напруження поблизу границь включення-матриця, що зумовлені відмінністю коефіцієнтів термічного розширення (стиснення) матриці і включення і залежні від типу, форми і розміру включення; $\sigma_{\text{лег}}^{\text{B}}$ - зміцнення прилеглих до включень зон матриці в результаті мікролегування при частковій дисоціації включень; $\sigma_{\text{дисп}}$ - дисперсійне зміцнення, що пов'язане зі зменшенням середніх розмірів неметалевих включень в результаті їх часткового розчинення; $\sigma_{\text{деф}}$ - деформаційне зміцнення від протікання релаксаційних процесів високошвидкісного характеру; $\sigma_{\text{рекр}}$ - напруження від локалізованих процесів звороту і рекристалізації.

Очевидно, необхідні додаткові дослідження зазначених процесів з метою доповнення та уточнення перерахованих факторів локального зміцнення сталеві матриці поблизу включень різних типів.

Крім того, в роботах [18 - 20, 37, 38, 51] обговорюються міжфазні границі включення-матриця сталі, мають різну когезивну міцність, яку можна змінити шляхом різних впливів, в тому числі лазерною обробкою. Цей вплив викликає протікання різних процесів в границях включення-матриця, що сприяє перебудовам їх структури, а також зміні енергетичного стану. Необхідний розвиток положень структурно-енергетичної моделі трансформації і зміцнення границь включення-матриця при лазерному впливі з метою отримання цих границь з особливою організацією структури, а також визначення можливості створення умов, що забезпечують самоорганізацію в міжфазних границях шляхом ефективного обміну енергією і речовиною (хімічними елементами) між включеннями і сталеві матрицею в межах границь їх розділу. Крім того, необхідний розвиток теорії процесів розчинення, плавлення, зародження і росту неметалевих включень в умовах статичної та динамічної високотемпературної рівноважності, нерівноважності, а також гіпернерівноважності, в яких обґрунтовано вплив умов обробки на протікання структурних та фазових

перетворень у включеннях і на границях включення-матриця. Це дозволить оцінити структурні особливості трансформації та процесу зміцнення міжфазних границь включення-матриця при гарячій деформації, надшвидкому гартуванні з рідкого і твердого стану, високотемпературній витримці, що дасть можливість інтенсифікувати процеси обробки тиском, а також термічного і лазерного зміцнення сталей.

Таким чином, неметалеві включення всіх типів вносять істотний внесок в зміцнення сталеві матриці, проте вони є однією з головних причин мікронеоднорідного характеру зміцнення поверхневого шару сталей при лазерному впливі. Результати дослідження впливу неметалевих включень на зміцнення сталеві матриці при лазерному впливі свідчать про складний багатофакторний характер цього процесу. Безумовним результатом цих досліджень є те, що встановлено вплив включень на неоднорідність лазерного зміцнення, показана роль включень в підвищенні хімічної мікронеоднорідності сталеві матриці завдяки її локального легування. У той же час детальний аналіз зон насичення сталеві матриці свідчить про їх складну структуру, тому необхідні більш тонкі дослідження цих зон, а також умов їх утворення при швидкісному лазерному плавленні і кристалізації системи включення-матриця сталей. Необхідно дослідити особливості лазерного плавлення і швидкісної кристалізації неметалевих включень і сталеві матриці, що визначають особливості їх взаємодії зі сталеві матрицею і характер локальної структури останньої. Крім того, необхідні дослідження впливу лазерної обробки на поведінку міжфазних границь включення-матриця, а також їх когезивну міцність при різних температурах і швидкостях деформації.

1.3. Мета і завдання дослідження

Аналіз науково-технічної інформації свідчить про недостатнє вивчення процесів структурних і фазових змін, що відбуваються поблизу неметалевих включень при лазерній обробці. Тому необхідно вивчення особливостей структури зон насичення сталеві матриці поблизу включень. Крім того,

необхідно дослідити особливості утворення тріщин поблизу включень при різних температурах і швидкостях деформації, а також вплив режиму лазерної обробки на зазначені процеси. Отримання нових даних, які враховують фізико-хімічні процеси взаємодії неметалевих включень і сталевोї матриці, необхідно для розробки режимів локального лазерного зміцнення сталевих виробів, в тому числі, зони викружки на поверхні ковзання залізничних коліс з метою підвищення їх надійності та довговічності в результаті усунення підрізу гребенів при експлуатації.

Метою роботи є визначення закономірностей структуроутворення поблизу неметалевих включень, а також в неметалевих включеннях і границях включення-матриця при різних режимах лазерної обробки, і їх впливу на утворення тріщин поблизу включень при різних температурно-швидкісних режимах деформації для підвищення механічних та експлуатаційних властивостей виробів, зокрема, залізничних коліс.

- Для досягнення поставленої мети були сформульовані наступні завдання:
- дослідити особливості лазерного плавлення і швидкісної кристалізації неметалевих включень і сталевої матриці;
 - встановити закономірності фазових і структурних перетворень в сталевій матриці поблизу неметалевих включень різних типів;
 - вивчити перетворення в поверхневих шарах включень при лазерному впливі;
 - дослідити закономірності трансформації міжфазних границь включення-матриця при лазерному впливі;
 - вивчити спільний вплив температури і швидкості деформації на утворення тріщин уздовж міжфазних границь включення-матриця;
 - дослідити вплив режиму лазерної обробки на утворення тріщин поблизу включень різних типів при різних температурах і швидкостях деформації;
 - вивчити вплив структури сталевої матриці, сформованої в процесі лазерної дії поблизу неметалевих включень в результаті їх контактної взаємодії з матрицею, на розвиток тріщин при різних температурно-швидкісних режимах деформації;
 - розробити рекомендації щодо оптимізації структурних параметрів неметалевих

включень і міжфазних границь включення-матриця з метою рекомендації режимів лазерної обробки для підвищення експлуатаційних властивостей готових виробів;

- показати принципову можливість лазерного зміцнення викружки на поверхні ковзання залізничних коліс з метою підвищення їх надійності та довговічності.

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Для дослідження були обрані сталі ШХ15, М68, Р6М5, обробка яких лазерним випромінюванням проводиться в промисловості, а також сталі 08кп, 08Х, 08Т, ЕЗ, 08Ю, 08ГСЮТФ, 08Х18Н10Т, 60Г, 12ГС, Р7, що містять різні неметалеві включення. Хімічний склад сталей наведено в таблиці 2.1. Ідентифікацію неметалевих включень проводили декількома методами, поєднання яких визначалося завданнями дослідження та методичними можливостями: металографічний ("Neophot - 21") - світле і темне поле, поляризоване світло; петрографічний [18, 19, 26]; мікрорентгеноспектральний (MS-46, "Самеса", "Nanolab - 7") і лазерний спектральний аналіз (МСЛ - 3); електронномікроскопічний, в тому числі трансмісійна ("Tesla", ЕМВ-100Б, УЕМ-100), растрова (Стерескан-С4, JSM-35) і високороздільна мікроскопія (JEOL 4000EX); рентгеноструктурний метод (ДРОН-2,0).

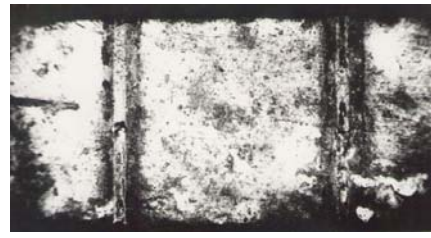
Для вивчення поведінки неметалевих включень при лазерній обробці зразки сталей з попередньо полірованою поверхнею піддавали лазерному опроміненню на пристроях ДОС-30М і КВАНТ-16 при напрузі накачування 2,5 кВ та енергії імпульсу 10, 18, 25, 30 Дж. Швидкість нагрівання в середньому становила 10^6 °C / с, час дії імпульсу - 1,0; 2,5; 3,6; 4,2; 6,0 $\cdot 10^{-3}$ с, швидкість охолодження - 10^6 °C / с, щільність потужності випромінювання - $4 \cdot 10^4$ кВт / см². На рис. 2.1, а наведено ділянку поверхні зразка в зоні імпульсного лазерного впливу. При лазерному впливі на зразок відбувається теплове травлення поверхні шліфа, що дозволяє досліджувати структурні зміни в локальних ділянках поблизу включень. Проводили вимір нанотвердості в ділянках матриці, прилеглих до включень і далеко від включень на приладі "Nano Indenter II", оснащеному алмазним індентером Берковича за методикою Олівера і Фара (навантаження на індентер 10 мН). Для різних типів включень проводили виміри на 15 ... 20 включеннях по 3 ... 8 уколів у кожного. Середня квадратична помилка становила 15 ... 23%.

Хімічний склад досліджених сталей

Марка сталі	Вміст елементів об. %															
	C	Mn	Si	S	P	Cu	Ni	Cr	Al	Ti	Ce	V	W	Mo	O	N
60Г	0,61	0,74	0,26	0,020	0,007	0,05	0,07	—	—	—	—	—	—	—	0,007	0,004
R7	0,57	0,79	0,34	0,02	0,009	0,05	0,007	—	—	—	—	—	—	—	0,007	0,004
ШХ15	1,100	0,30	0,030	0,020	0,027	0,20	0,280	1,50	—	—	—	—	—	—	0,006	0,002
M68 (НБ-57)	0,690	0,87	0,230	0,030	0,009	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,010	0,016
P6M5	0,800	0,26	0,230	0,008	0,026	0,05	0,07	4,24	сл	0,02	0,008	1,9	5,8	5,1	0,006	0,004
08Ю	0,070	0,29	0,010	0,022	0,007	0,07	0,05	0,03	0,040	—	—	—	—	—	0,003	0,003
08Т	0,080	0,23	0,040	0,024	0,008	0,08	0,06	сл	0,006	0,14	—	—	—	—	0,005	0,004
08Х	0,080	0,22	0,010	0,030	0,008	0,09	0,08	0,28	сл	—	—	—	—	—	0,004	0,003
ЭЗ	0,035	0,10	3,090	0,005	0,005	0,09	0,09	0,05	0,013	—	—	—	—	—	0,005	0,004
08кп	0,09	0,32	0,01	0,025	0,009	0,22	0,05	0,05	0,01	—	—	—	—	—	0,006	0,004
08ГСЮТФ	0,08	1,1	0,72	0,021	0,021	0,07	0,05	0,03	0,06	0,09	—	0,3	—	—	0,005	0,004
12ГС	0,12	0,70	0,37	0,03	0,01	—	0,10	0,20	—	—	—	—	—	—	0,005	0,005
08Х18Н10Т	0,080	1,20	0,800	0,021	0,006	0,070	10,10	18,00	сл	0,60	—	—	—	—	0,006	0,003



а



б

Рис. 2.1. Слід від імпульсної (а) та безперервної (б) лазерної дії на поверхні сталевого зразка

За результатами вимірювання нанотвердості матриці поблизу включення (H_m^e) і далеко від нього (H_m) визначали коефіцієнт, що показує вплив включення на зміцнення сталеві матриці:

$$K_e = H_m^e / H_m \quad (2.1)$$

Хімічний склад нової граничної фази визначали за допомогою якісного і кількісного мікрорентгеноспектрального аналізу на приладі «Nanolab-7», а також петрографічним аналізом витягнутих частинок [26] (рис. 2.2), і методом лазерного спектрального аналізу на приладі МСЛ-3. В останньому випадку для визначення елементів у включеннях як внутрішній стандарт використовували лінії заліза. Фотографували спектри еталонів 32-го комплексу і досліджуваних включень за допомогою спектрографа ДФС-23: джерело освітлення - електричні іскрові розряди з лазерною стабілізацією каналу розряду; напруга на аналітичному проміжку 3 кВ, величина цього проміжку 0,8 мм, глибина опрацювання 5 ... 7 мкм, локальність - 40 мкм. За допомогою мікрофотометра МФ-4 вимірювали ступінь почорніння обраних ліній, визначали різницю почорніння гомологічних пар елемент-залізо і, використовуючи спектри еталонів, будували калібрувальні графіки в координатах « ΔS - log концентрації» для кожного елемента. За цими графіками визначали концентрацію елемента у %, виходячи з отриманих значень ΔS для спектра досліджуваних включень.

При виконанні роботи використовували методи кількісної та стереометричної металографії («Квантимет»). Кореляційна обробка всіх кількісних досліджень проводилася за відомими методиками математичної статистики [18, 19]. Локальні дослідження сталеві матриці поблизу неметалевих

включень проводили металографічним і електронномікроскопічним методом (прилади вказані вище).

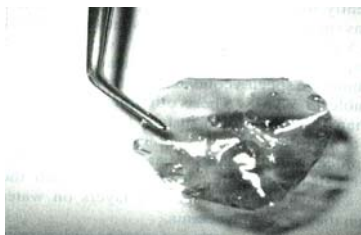


Рис. 2.2. Витягнуте включення для петрографічних досліджень

Структуру міжфазних границь включення-матриця вивчали, використовуючи методики, наведені в роботі [18]. Отримано якісні картини структури цих границь. Електронномікроскопічні дослідження проводили на мікроскопах "Tesla" і ЕМВ-100Б. Крім того, для вивчення міжфазних границь включення-матриця використовували високороздільну електронну мікроскопію. Дослідження проводили на 400 кВт-ному JEOL 4000EX електронному мікроскопі, що має роздільну здатність 0,16 нм з інформаційною межею близько 0,12 нм. При вивченні впливу попереднього лазерного опромінення на характер мікроруйнування в сталях виготовляли плоскі зразки для випробувань на розтягнення. Опромінення поверхні зразків проводили за описаними вище режимам на пристрої ДОС-30М. Після лазерної обробки зразки піддавали розтягуванню на пристроях ІМАШ-5С та Інстрон-1195 зі спеціальними захватами, швидкість переміщення яких становила $V_1 - 800$, $V_2 - 1680$ і $V_3 - 2000$ мм / хв у вакуумі в інтервалі температур 25 ... 1250 ° С для вивчення особливостей поведінки границь включення-матриця при пластичній деформації і утворенні мікроруйнувань поблизу включень. Випробуванню піддавали також зразки сталей без попередньої лазерної обробки. Параметри розвитку мікроруйнувань поблизу включень визначали за методиками, наведеними в роботі [18]. Розміри мікроруйнувань визначали по мікрофотографіям, знятим на інструментальному мікроскопі БМІ-1. При цьому враховували зміну розмірів тріщин і порожнин при охолодженні в результаті термічного стиску шляхом введення поправочного коефіцієнту, визначали середньоквадратичні помилки і довірчі інтервали [18]. Попередньо на поверхні зразків на приладі ПМТ-3

наносили бази реперних точок для спостереження за кожним включенням і визначення критичного ступеня деформації екр, при якій виникають тріщини поблизу включень (рис. 2.3). При досягненні певного ступеня деформації екр, коли з'являлася видима тріщина поблизу включення (спостереження вели у вікно камери), здійснювали розвантаження і охолодження зразка для підрахунку зазначеного параметра із застосуванням методів математичної статистики [18]:

$$\epsilon_{кр} = (l_t - l_0) / l_0 (\%) \quad (2.2)$$

де l_0 і l_t – відстань між крайніми точками бази відповідно до і після деформації.

Вимірювання відстані між відбитками проводили на мікрофотографіях, знятих за допомогою інструментального мікроскопу.

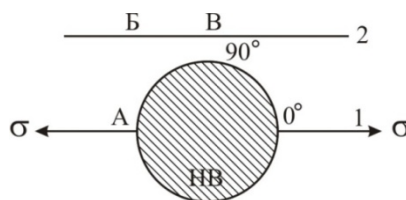


Рис. 2.3. Схема нанесення на поверхню шліфа реперних точок поблизу включення [18]

Досліджено зношені колеса різних конструкцій: стандартне колесо з плоско-конічною поверхнею ковзання, що має ухили 1:20 і 1: 7 (колесо 1), а також колесо з комплексно-криволінійною поверхнею ковзання, яке було розроблене в ДМетІ (колесо 2) [1]. Хімічний склад сталей (марка 2) зношених коліс наведено в таблиці 2.2.

Таблиця 2.2.

Хімічний склад сталей зношених коліс з різним профілем поверхні ковзання

№ колеса	Вміст елементів, %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al
1	0,59	0,72	0,34	0,025	0,012	0,14	0,15	0,20	-
2	0,57	0,78	0,34	0,023	0,012	0,13	0,16	0,21	0,14
3	0,58	0,74	0,34	0,025	0,011	0,14	0,17	0,21	-

Колеса пропрацювали понад 5 років під пасажирським потягом. Дослідження проводили за допомогою оптичного мікроскопу "Neophot-21", електронного мікроскопу "Tesla", а також шляхом рентгеноструктурного аналізу. Для лазерної обробки відбирали зразки колісної сталі (колесо 3 в табл. 2.2 виробництва ВАТ ІНТЕРПАЙП НТЗ, колісна сталь марки 2): з ободу, що зазнав попередню термічну обробку (температура нагрівання під гартування 860 °С, витримка 20 хв, охолодження у воді зі швидкістю 10 °С / с + відпуск при температурі 520 °С з витримкою 2 ч), а також з диску після гарячої деформації в інтервалі температур 1250 ... 850 °С (охолодженого на повітрі від температури 850 °С). Лазерне опромінення сталі проводили в режимі імпульсного випромінювання на пристрої Квант-16, а також в режимі безперервного випромінювання на пристрої ЛГ-701 «Кардамон» (потужність випромінювання становила 600 Вт, швидкість переміщення лазерного променя - 20, 15, 10 і 5 мм / с), (рис. 2.1, б). Заміряли твердість і мікротвердість зразків. Випробування на знос зразків колісної сталі після різних режимів лазерного опромінення проводили на випробувальній машині СМЦ-2 (метод кочення з просковзуванням). Були виготовлені контртіла, що імітують рейку, частина з яких також піддавалася лазерній обробці за відповідним режимом. Зразки зважували до і після випробувань для визначення втрат в результаті зносу.

РОЗДІЛ 3. УТВОРЕННЯ ГРАДІЄНТНИХ І КОМПОЗИТНИХ ЗОН ПРИ ВЗАЄМОДІЇ НЕМЕТАЛЕВИХ ВКЛЮЧЕНЬ І СТАЛЕВОЇ МАТРИЦІ В ПРОЦЕСІ ЛАЗЕРНОЇ ДІЇ

3.1. Лазерне плавлення і швидкісна кристалізація неметалевих включень і сталевої матриці

При комплексному вивченні поведінки неметалевих включень при лазерній обробці сталей слід розглянути процеси їх швидкісних розчинення, оплавлення і плавлення в момент лазерного впливу, які багато в чому визначають фазовий і структурний стан включень в зміцненому поверхневому шарі сталевих виробів. Оскільки лазерне випромінювання неоднорідне по перетину, неоднорідне і температурне поле в зоні опромінення, тому на одному місці опромінення включення одного типу можуть бути в різному стані [2, 5, 6, 11 - 13, 101 - 103]. Як було показано в роботах [18 - 20], в момент лазерного впливу тугоплавкі включення Al_2O_3 , TiO , TiO_2 , SiO_2 , Cr_2O_3 , $\text{MnO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$, $\text{FeO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$, $\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{FeO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, TiN плавляться або залишаються в твердому стані. Включення FeO , FeO-MnO , FeO-TiO_2 , що мають більш низькі температури плавлення, можуть розплавитися, оплавитися або залишитися твердими. Легкоплавкі включення FeO-SiO_2 , MnO-SiO_2 , 2FeOSiO_2 , $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$, сульфідні, сульфідні і оксисульфідні евтектики розплавляються і під дією ударної хвилі розтікаються по поверхні зразку.

Лазерний нагрів аж до температури плавлення сталі відбувається з дуже високою швидкістю. Процес плавлення поверхневого шару сталевих виробів або зразку, що містить неметалеві включення, залежить від теплового потоку в цьому матеріалі, неоднорідність якого обумовлена відмінністю теплопровідності k і питомої теплоємності c включень і сталевих матриці. Згідно робіт [3, 4], основний фактор, що визначає тепловий потік, має таку ж розмірність, як коефіцієнт дифузії. Цей фактор визначається як відношення теплопровідності матеріалу (включення або сталевих матриці) k до питомої теплоємності, розрахованої на одиницю об'єму ρ , з (де ρ - щільність включення або матриці). Отже, цей фактор

характеризує процес «дифузії» температури (строго кажучи, тепла) і є коефіцієнтом температуропровідності. Він дозволяє визначати характер поглинання і передачі теплової енергії в умовах нестационарного поширення тепла. Ефективність лазерного плавлення залежить від характеру поширення фронту плавлення в поверхневому шарі при виконанні умов, що гарантують мінімальне випаровування поверхні [3, 4]. Очевидно, неметалеві включення впливають на характер поширення фронту плавлення, в першу чергу, визначаючи його неоднорідний характер. Крім того, самі включення можуть плавитися і це надає локальний вплив на хімічний склад і структуру розплаву, що утворився в тонкому поверхневому шарі.

Під дією лазерного випромінювання вихідна структура границь включення-матриця переходить в нерівноважний високоенергетичний стан, що викликає розвиток дисипативних процесів, пов'язаних з прагненням системи включення-матриця до стану з мінімумом вільної енергії [104]. В результаті система включення-матриця переходить до стану нестійкої рівноваги, яка визначає структуру і властивості лазерно-загартованої міжфазної границі. Велику роль в трансформації границь включення-матриця при лазерному впливі грають процеси плавлення, оплавлення і розчинення неметалевих включень, а також плавлення сталевих матриці. Імовірність розчинення, оплавлення і розплавлення включень залежить від їх типу (рис. 3.1).

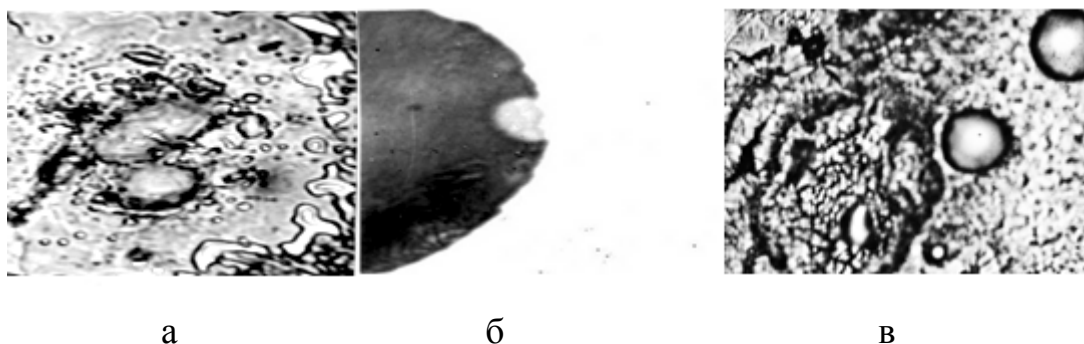


Рис. 3.1. Розчинення неметалевих включень при лазерній дії: а - Al_2O_3 , 60Г, б- $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, 60Г, в - SiO_2 , 08Ю; $\times 500 \times 6$

Розчинення включень в момент лазерного впливу може не супроводжуватися або супроводжуватися їх плавленням, матриця в контакті з

включеннями плавиться або залишається твердою, що пов'язано з неоднорідністю енергетичного і теплового полів [18, 101 - 103]. Глибина зони розчинення включень залежить від режиму лазерної обробки: чим більше енергія імпульсу W і час впливу $\tau_{\text{імп}}$, тим вона більше.

В момент лазерного впливу процес розчинення (і плавлення) включення відбувається шляхом неупорядкованих переходів атомів включення через границю з розплавленою або твердою матрицею. Механізм надшвидкісного розчинення і плавлення включень пов'язаний з взаємним (включення $\leftrightarrow$ матриця) швидкісним масоперенесенням атомів через границі розділу, які теж плавляться. При цьому аномальне швидкісне масоперенесення через границі включення-матриця супроводжується обміном електронами між включеннями і матрицею [105]. Слід зазначити ще один важливий фактор, що впливає на умови масоперенесення між включеннями і сталеною матрицею - це електромагнітне поле, що індуктоване лазерним випромінюванням, під дією якого на компоненти сплавів виникають певні сили, напрямок яких залежить від магнітних властивостей цих компонентів. Дія сил, обумовлених електромагнітним полем, сприяє аномальному перерозподілу атомів елементів включень і сталеної матриці, що володіють різними магнітними властивостями (магнітним моментом). Таким чином, при лазерному впливі електронна взаємодія між включенням і матрицею ускладнюється електромагнітною взаємодією між атомами контактуючих фаз.

Масоперенесення компонентів з матриці в поверхневий шар включення може прискорити процес розчинення або плавлення, якщо розчинність цих елементів у включенні досить велика. Зміна на поверхні включення хімічного складу і досягнення межі розчинності елементів матриці створюють умови для переходу поверхневого шару включення в рідкий стан з мінімальними витратами енергії на розрив міжатомних зв'язків. Мабуть, це може бути пов'язано з спотворенням решітки включення прониклими з матриці атомами і виникненням підвищеної щільності дефектів кристалічної будови і значних напружень в поверхневому шарі. У гіпернерівноважних умовах лазерного впливу в поверхневому шарі включення, яке має контакт з розплавленою або твердою матрицею, утворюється

зона з підвищеною щільністю дислокацій і вакансій. Згідно дислокаційної теорії плавлення [106], ділянки цієї зони, що представляють собою сильно спотворені області з практично розупорядкованою решіткою можуть бути зародками рідкої фази. В межах сильно розупорядкованої ділянки на поверхні включення (зародка рідкої фази) знаходяться атоми з найбільш порушеними електронними конфігураціями. Провівши розрахунки, можна визначити критичний розмір зародку рідкої фази в поверхневому шарі включення. Енергія $E_{роз}$ сильно розупорядкованої ділянки сферичної форми на поверхні включення визначається:

$$E_{роз} = (4\pi/3) \cdot (1 - V/V_0) \cdot r^3 \cdot Q, \quad (3.1)$$

де r - радіус зародку, V / V_0 - приріст об'єму включення при переході його ділянок в сильно розупорядкований стан, Q - енергія, яка поглинається при переході ділянок включення в сильно розупорядкований стан.

Послідовність утворення сильно розупорядкованих ділянок на поверхні включення, а також переміщення міжфазної границі включення-рідка матриця в процесі плавлення включення і самої границі включення-матриця можна представити таким чином (рис. 3.2, а, б): на поверхні включення, насиченої елементами матриці, утворюються сильно розупорядковані ділянки - зародки плавлення, які цілком переходять в рідку сталь, розчиняючись у ній і насичуючи прилеглі до включення ділянки матриці елементами включення. Положення границі включення-матриця змінюється, вона викривляється в залежності від характеру взаємного масоперенесення. При переході сильно розупорядкованої ділянки включення в рідкий стан змінюється площа поверхні S і енергія міжфазної границі включення-матриця $E_{МФГ}$ (див. рис. 3.2, б):

$$S = \pi/4 \cdot r^2 \cdot (V/V_0)^{2/3}; E_{МФГ} = 4\pi \cdot r^2 \cdot (V/V_0)^{2/3} \cdot \sigma_{т-р} \quad (3.2)$$

Такий механізм контактного розчинення і плавлення неметалевого включення і границі включення-матриця в розплавленій сталевій матриці в нерівноважних умовах є енергетично виправданим, оскільки поверхневий шар включення, що знаходиться в напруженому стані з підвищеною енергією, замінюється рідкою фазою з меншою енергією. Звісно ж, що зменшення

поверхневої енергії при контактній взаємодії включення та матриці в момент його плавлення є досить значним, щоб система включення-міжфазна границя-матриця залишалася термодинамічно нестійкою після лазерного впливу.

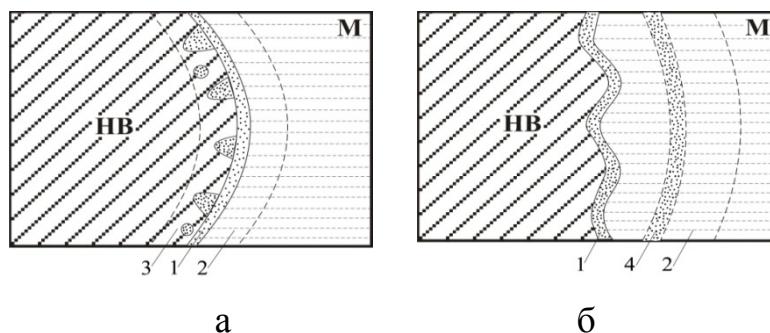


Рис. 3.2. Схеми лазерного плавлення включень: 1 - границя включення-матриця, 2 - зона насичення рідкої матриці елементами включення, 3 - зона насичення твердого включення елементами матриці, 4 - вихідне положення границі включення-матриця

Реалізація такого механізму розчинення і плавлення включень визначається величиною напружень, створюваних в поверхневому шарі включення. Мабуть, в умовах високошвидкісного лазерного впливу при виникненні великих напружень можливо практично безактиваційне перетворення сильно розупорядкованого поверхневого шару включення в рідкий стан завдяки утворенню зародків рідкої фази.

В умовах імпульсного лазерного впливу релаксаційні процеси в поверхневому шарі включення практично не мають часу для розвитку, тому значно збільшується час, який необхідний для досягнення квазірівноважних умов на міжфазній границі включення-матриця. Внутрішні напруження в поверхневому шарі включення контролюють розвиток процесу плавлення, яке відбувається в обмеженому обсязі при збереженні контакту між включенням і матрицею. Елементарний акт релаксації напружень викликає одночасну активацію значного числа атомів включення в процес розупорядкування, яке подібно плавленню.

Розплавлене або оплавлене з поверхні неметалеve включення знаходиться в розплавленій сталевій матриці і утворюється локальна мікрометалургійна ванна, в

якій під дією лазерного випромінювання виникають гідродинамічні потоки в умовах вихрового термокапілярного перемішування, що викликає переміщення включення. Це вносить елементи конвективного масоперенесення елементів включення і матриці в загальний процес аномального швидкісного масоперенесення. На швидкість лазерного розчинення повинна впливати анізотропія поверхневих властивостей включення (або його фаз). Імовірність масоперенесення від включення в матрицю через границю їх розділу тим більше, чим менше розривається міжатомних зв'язків, тобто, чим менш щільно упакована атомна площа. Включення з яскраво вираженою анізотропією поверхневих властивостей повинні характеризуватися більш високою швидкістю розчинення.

Процес плавлення включення супроводжується швидкісним перерозподілом сил міжатомних зв'язків на користь атомів різного типу, що мають сприятливе співвідношення електронегативностей [104, 107 - 109]. Відомо, що велика різниця електронегативності компонентів викликає посилення зв'язків між різнорідними атомами і дозволяє пояснити переважне масоперенесення одних компонентів з включення в матрицю і навпаки. У випадках плавлення включень утворюється мікрогетерогенний розплав, який має квазіполікристалічну будову (кластери і розупорядкована зона, так званого, «матричного» розплаву), для якого характерна наявність самостійних кластерів або гетерофазних комплексів, які зберігають сильну хімічну взаємодію атомів, що входили до складу включень. Ці комплекси (самостійні кластери) виникають при плавленні неметалевих включень; вони мають хімічний склад і ближній порядок, що відповідають певним типам включень. Ці динамічні кластери є центрами швидкісної кристалізації включень при наступному охолодженні. Слід зазначити, що при неповному плавленні тугоплавких включень або при збереженні їх у твердому стані ці частинки сприяють збільшенню об'ємної частки кластерів в «матричному» розплаві і проявляється своєрідний епітаксціальний ефект, оскільки навколо включень утворюються оболонки з більш стабільних кластерів. Це пов'язано з електрохімічною взаємодією між включенням і розплавом, обумовленою контактною різницею потенціалів, яка вносить вклад в надлишкову енергію

поверхні розділу включення-розплав γ_c . Величина γ_c залежить від провідних властивостей включення: вона велика, якщо включення, як і розплав, є провідником; вона мала, якщо включення, на відміну від розплаву, є діелектриком [18 - 20]. У розплаві кластери, володіючи внутрішньою будовою, схожою з будовою твердого металу, і маючи більш велику щільність, ніж навколишня розупорядкована зона, будуть концентруватися навколо тугоплавких включень, так як найбільша щільність вільних електронів в них у порівнянні з розупорядкованою зоною забезпечить більше значення γ_c на границі включення-розплав. Такі об'єднання кластерів навколо включень є стійкішими, ніж окремі кластери, тому в розплаві виникає безліч полікластерних утворень з ядрами із оксидів, карбонітридів.

Стійкість неметалевого включення при контактній взаємодії з рідкою матрицею залежить від ступеня відхилення системи від квазірівноважного стану в момент лазерного впливу, тобто, від різниці хімічних потенціалів компонентів у включенні і матриці. Метастабільні включення (або їх фази) більш чутливі до контактної взаємодії з рідкою матрицею при лазерному впливі, і це пов'язано з тим, що при розчиненні метастабільної фази вільна енергія зменшується більшою мірою, ніж при розчиненні стабільної фази. Подальше вивчення термодинамічних характеристик компонентів включення і матриці і їх впливу на характер процесів контактної взаємодії в межах границі включення-матриця дозволить цілеспрямовано впливати на цю взаємодію при лазерному впливі.

При гартуванні з рідкого стану в поверхневому шарі включень або в повному їх об'ємі формується зона лазерної кристалізації, для якої характерні ультрадрібнозерниста, стовбчаста форма зерен, в також наявність зон зсуву (рис. 3.3, а, б). При лазерному плавленні включень виникають високий ступінь нерівноважності рідкої фази, біфуркаційна нестійкість розплаву і перехід від ламінарної течії рідини до турбулентної, що забезпечує градієнт коливального тиску на границі включення-матриця (рідкої, якщо розплавилася і включення, і матриця, або напіврідкої, якщо матриця залишилася твердою), який контролює конвективні і аномальні потоки масоперенесення. Значні напруження, що

виникають в тонких поверхневих шарах включення і матриці, в результаті локальних теплових спалахів лазерного випромінювання [1 - 8, 11 - 13, 106] в сукупності з дією реактивних сил віддачі при викиді із зони обробки рідини призводять до високотемпературної деформації рідких прошарків, яка триває при кристалізації в процесі охолодження.

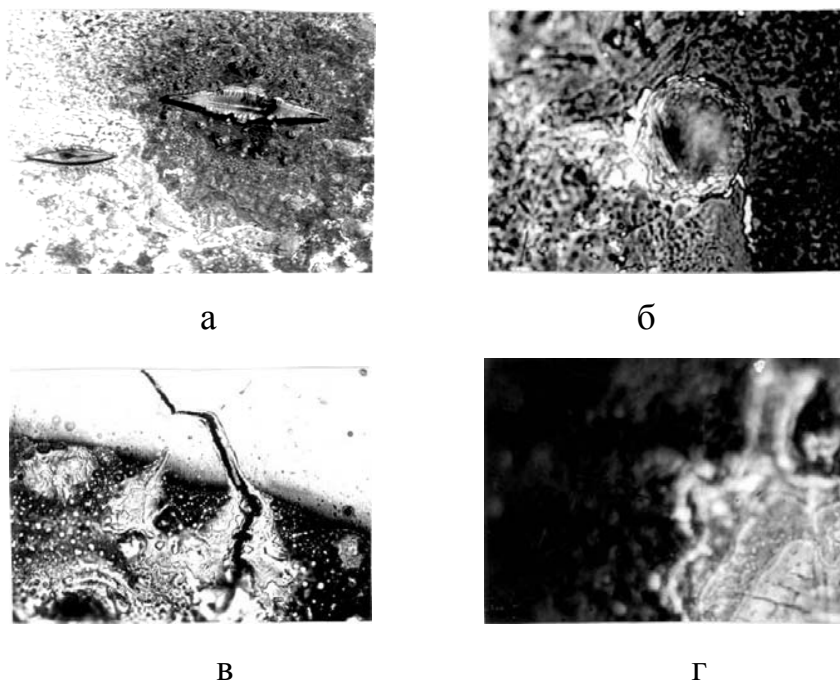


Рис. 3.3. Зони швидкої кристалізації в неметалевих включеннях (а - $(\text{Fe}, \text{Mn}) \text{S}$, 60Г, б - $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, 08Ю) і фазовий розпад неметалевих включень при лазерній кристалізації (в, г); $\times 500$

У ряді включень, бувших до лазерного впливу однофазними, в процесі нерівноважної кристалізації стався фазовий розпад, який обумовлений перемішуванням рідини під дією гідродинамічних сил і температурних градієнтів. У включеннях з'явилися дисперсні частинки другої фази (рис. 3.3, в) або прошарки різного хімічного складу (рис. 3.3, г). Розмір цих новоутворень практично не залежав від енергії імпульсу, однак зростав зі збільшенням тривалості лазерного впливу.

При лазерної кристалізації у включеннях зберігається концентраційна неоднорідність, що виникла в рідкому стані, через обмеженість часу впливу і це призводить до локальних пересичень і формування нових метастабільних фаз. Як

показали дослідження, їх склад відповідає нерівноважним включенням типу $3\text{MnO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$, CrO , AlO , $m\text{FeO} \cdot n\text{MnO}$ та ін. Фазовий розпад в процесі лазерної кристалізації призводить до формування у включеннях квазімодульованих структур, пов'язаних як зі спрямованою кристалізацією, так і з формуванням дисперсних виділень на дефектах кристалічної будови в зонах хімічної неоднорідності.

Дослідження особливостей трансформації неметалевих включень і границь включення-матриця при контактному лазерному плавленні зі сталевою матрицею в умовах аномального масоперенесення, пов'язаних з утворенням в гіпернерівноважних умовах зон з підвищеною щільністю дислокацій, а також електронною і електромагнітною взаємодією включень і матриці, дозволяє створити передумови для цілеспрямованого впливу на границі включення-матриця, а також хімічний і фазовий склад поверхневого шару неметалевих включень в сталях. Вивчення процесів швидкісного плавлення і затвердіння дозволяє стверджувати, що лазерний вплив являє собою спосіб зміни структури і властивостей неметалевих включень в поверхневих зміцнених шарах сталевих виробів. Необхідно детально вивчити процеси формування локальної структури сталевій матриці і неметалевих включень при їх контактній взаємодії в момент лазерного впливу.

3.2. Особливості структури градієнтних і мікрокомполімерних зон, що виникли при взаємодії включень і сталевій матриці

3.2.1. Формування зон контактної взаємодії в сталевій матриці

Відомо, що в процесі лазерного впливу між включенням і сталевою матрицею відбувається швидкісний обмін атомами через границю розділу в умовах аномально високої рухливості атомів, що не відповідає умовам класичної дифузії (аномальне масоперенесення) [18 - 20, 98 - 100]. Рушійною силою обміну атомами через границю є перепад хімічних потенціалів елементів, що містяться у включенні і навколишній матриці. Коефіцієнти дифузії атомів решітки (заліза) і

атомів заміщення поблизу температур плавлення сталей у разі лазерного опромінення перевищують рівноважну величину на порядок [13], коефіцієнти дифузії атомів впровадження зростають ще більше. Слід зазначити можливість іонізації атомів компонентів сталі і включень під дією опромінення, що також впливає на швидкість масоперенесення. Для будь-якого імпульсного навантаження характерно аномальне прискорення масоперенесення [99, 100]. Процеси масоперенесення, що протікають при лазерному впливі, полегшуються нагріванням до високих температур і рухом дефектів кристалічної будови, що виникають при тепловому ударі, плавленням і конвективним масоперенесенням, електронною і електромагнітною взаємодією включень і матриці, утворенням в поверхневих ділянках включень зон з підвищеною щільністю дислокацій. У нерівноважних умовах лазерного впливу спрямоване масоперенесення елементів через границі включення-матриця є комплексною величиною, що залежить від рівня і неоднорідності температур, що досягаються, напружень, хімічних потенціалів елементів і інших чинників:

$$\partial M / \partial t = - D_c \cdot \partial c / \partial x \pm D_T \cdot \partial T / \partial x + D_\sigma \cdot \partial \sigma / \partial x \pm D_E \cdot \partial E / \partial x + \dots \quad (3.3)$$

де $\partial M / \partial t$ - швидкість масоперенесення елемента через границю включення-матриця; $\partial c / \partial x$, $\partial T / \partial x$, $\partial \sigma / \partial x$, $\partial E / \partial x$ - градієнти відповідно концентрації, температури, напружень, електричного поля; D_c , D_T , D_σ , D_E - коефіцієнти дифузії, які обумовлені відповідно градієнтами концентрації, температури, напружень, електричного поля.

Відповідно до принципів нерівноважної термодинаміки при лазерному впливі система взаємодіючих об'єктів включення-міжфазна границя-матриця зазнає стадію руху через границю квазічастинок - фононів, а потім - атомів компонентів включення і (або) матриці. Раніше було встановлено [18 - 20, 98], що масоперенесення через границі включення-матриця призводить до насичення зон матриці, які прилеглі до включень, компонентами включень, причому і у випадках оплавлення включень і матриці, і в твердому стані. Поверхня включень, особливо у випадках їх оплавлення, насичується компонентами матриці завдяки

руху атомів матриці в протилежному напрямку, що було підтверджено результатами мікрорентгеноспектрального аналізу. В умовах різкого охолодження атоми елементів, що перейшли з включень в матрицю, фіксуються в твердому розчині. Зони матриці поблизу включень представляють собою пересичений компонентами включень твердий розчин [18 - 20, 98]. Однак ці процеси потребують подальших досліджень.

Аналіз ділянок сталевих матриць, прилеглих до включення, показав, що їх структура неоднорідна. Можливі кілька варіантів їх будови, виявленої тепловим травленням в процесі лазерного впливу. Це може бути одна зона насичення (рис. 3.4, в), або дві (рис. 3.4, а, б) або три зони (рис. 3.4, г); при цьому в неметалевому включенні може зовсім не бути приповерхневої зони насичення, або вона може бути одна (рис. 3.4, б, в, рис. 3.5, а, б, г) або дві (рис. 3.4, г, рис. 3.5, в, г).

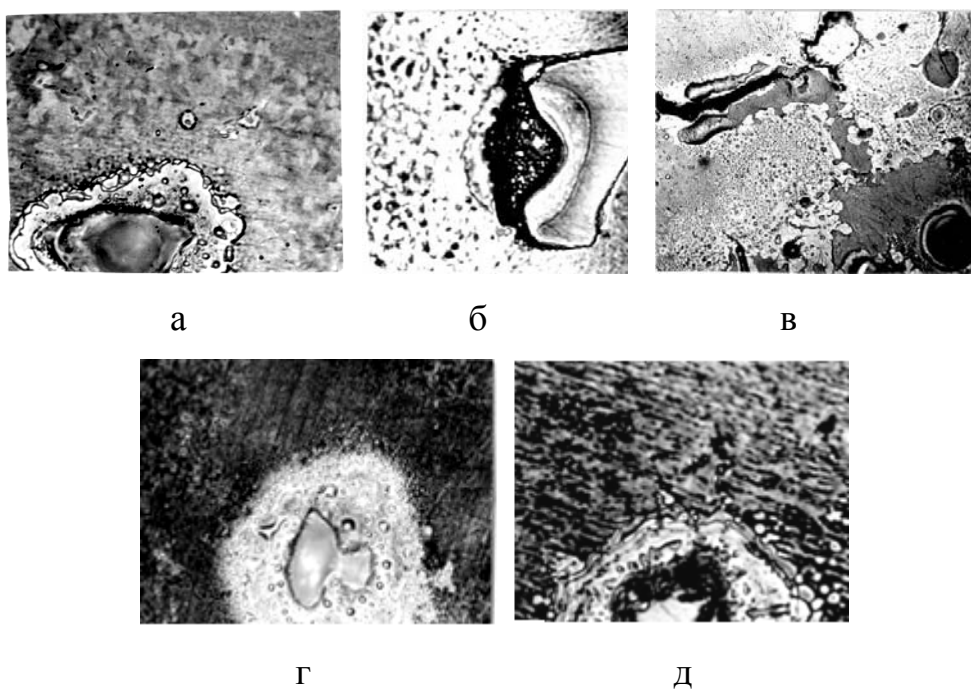


Рис. 3.4. Зони взаємодії матриці з неметалевим включенням при лазерному впливі: а – Al_2O_3 , R7, б – $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, 08кп, в – $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$ (НБ-57), г – TiCN , 08Т, г – SiO_2 , ЭЗ; а, б – $\times 500$, в – г – $\times 500 \times 6$

Кількість зон насичення поблизу включень не залежала від типу і стану включення в момент лазерного впливу, проте залежала від режиму лазерної обробки (табл. 3.1): чим вище енергія імпульсу і більше час впливу, тим більше тенденція до появи багат шарових формувань. Це обумовлено активацією

процесу масоперенесення елементів з включень в матрицю при збільшенні енергії лазерного імпульсу і збільшенні можливості його реалізації при зростанні тривалості впливу.

Таблиця 3.1.

Вплив режиму лазерної обробки на кількість зон насичення матриці поблизу включень

Включення, сталь	$W_{\text{імп}},$ Дж	$T_{\text{імп}}, \cdot 10^{-3}, \text{с}$				
		1,0	2,5	3,6	4,2	6,0
MnO·Al ₂ O ₃ , R7, 08Ю	10	0...1	0...1	0...1	1	1
	18	0...1	0...2	1...2	1...2	2
	25	0...2	1...2	1...2	1...3	2...3
	30	0...2	1...2	1...2	2...3	2...3
(Fe,Mn)S, R7, 08Ю	10	0...1	0...1	1	1	1
	18	0...1	1...2	1...2	1...2	1...3
	25	0...2	0...2	0...2	1...3	2...3
	30	0...2	1...2	1...2	2...3	2...3

Ділянки матриці, прилеглі до включення, відрізняються розподілом хімічних елементів (рис. 3.6). При наявності однієї зони насичення в матриці поблизу включення при мікрорентгеноспектральному аналізі в ній спостерігали поступове зменшення вмісту елементів при видаленні від включення (рис. 3.6, а, б). При наявності двох або трьох зон насичення спостерігали перепади концентрацій зі збереженням поступового зменшення вмісту елементів в межах кожної зони (рис. 3.6, в, г).

Таким чином, при наявності декількох зон насичення в матриці спостерігали своєрідний каскад концентрацій елементів в зонах взаємодії матриці і включення при видаленні від останнього. Співвідношення концентрацій компонентів в цих зонах були різними і коливалися в межах 1,2 ... 1,8 рази, що пов'язано, мабуть, з неоднорідним полем температур і напружень, а також хвильовим характером швидкісного масоперенесення в умовах імпульсного

лазерного впливу, що представляє собою локальний тепловий удар [11 - 13]. Дія лазерного імпульсу подібна до вибуху, при цьому відбувається хвильова релаксація напружень. Тут можна припустити, що хвилі релаксації напружень супроводжують масоперенесення: перша хвиля - найдальша; друга - коротше за відстанню дії від включення і накладається на зону дії першої хвилі; третя - відповідно ще коротше і накладається на зони дії перших двох хвиль. Слід зазначити ще один тип розподілу елементів включення в прилеглих ділянках матриці. При колективному масоперенесенні, пов'язаному з розчиненням в матриці зерен включення, спостерігається не каскадний, а «плямистий» розподіл елементів включення в прилеглих ділянках матриці (рис. 3.6, г), що побічно підтверджує можливість існування механізму розчинення (плавлення) включень з ультрадисперсною структурою.

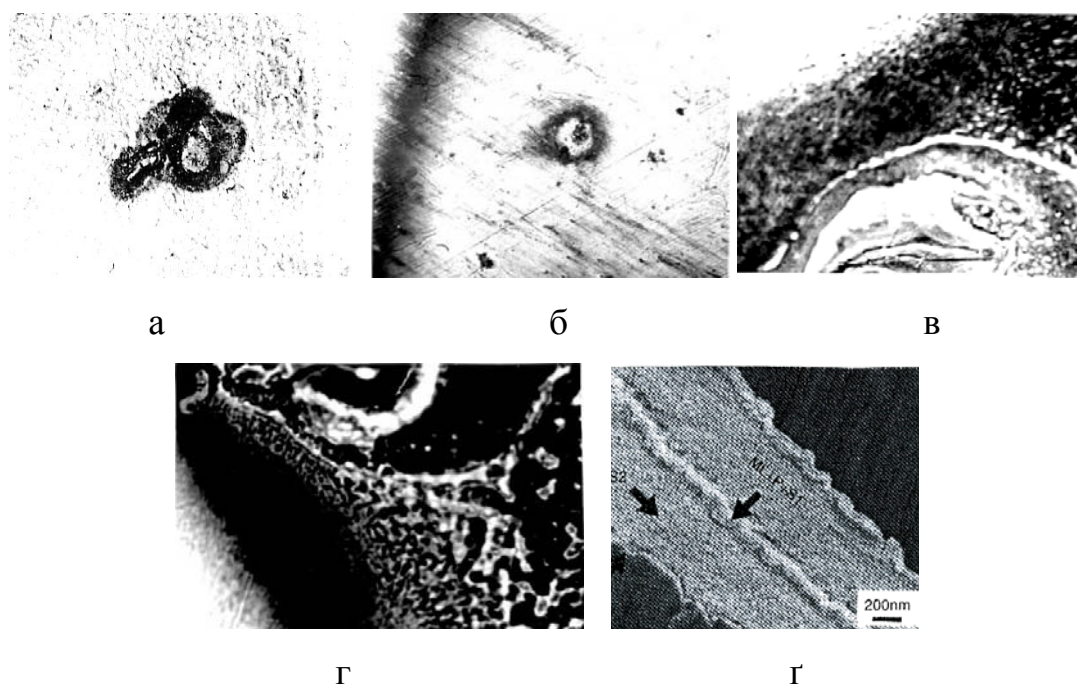


Рис. 3.5. Структура зон взаємодії матриці з неметалевими включеннями при лазерному впливі: а – $(\text{Fe,Mn})\text{O}$, R7, б, г – Al_2O_3 , R7, в, г – FeS-(Fe,Mn)S , НБ-57; а – г - x500x6

Результати вивчення розподілу нанотвердості матриці безпосередньо в ділянках, прилеглих до включень, показали, що поблизу включень (одна зона, або перша зона при наявності декількох зон насичення) нанотвердість значно перевищує середнє її значення для матриці далеко від включень (табл. 3.2).

Величина нанотвердості матриці залежить від типу сталі, оскільки ступінь зміцнення сталі в процесі лазерного опромінення і гартування залежить від її складу і структури, що визначають механізм зміцнення. У першій (або єдиній) зоні насичення значення (H_M^e) в 1,45 ... 1,8 раз вище (коефіцієнт K_B), ніж в матриці далеко від включення, що близько до результатів, отриманих в роботах [18 - 20, 98] при визначенні мікротвердості матриці поблизу включень без поділу окремих зон насичення. Потім у другій і третій зонах значення нанотвердості нижче, ніж в першій зоні, але перевищують величини H_M далеко від включень відповідно в 1,25 ... 1,64 і 1,1 ... 1,3 рази. Таким чином, спостерігається своєрідний каскад значень нанотвердості матриці при видаленні від включення.

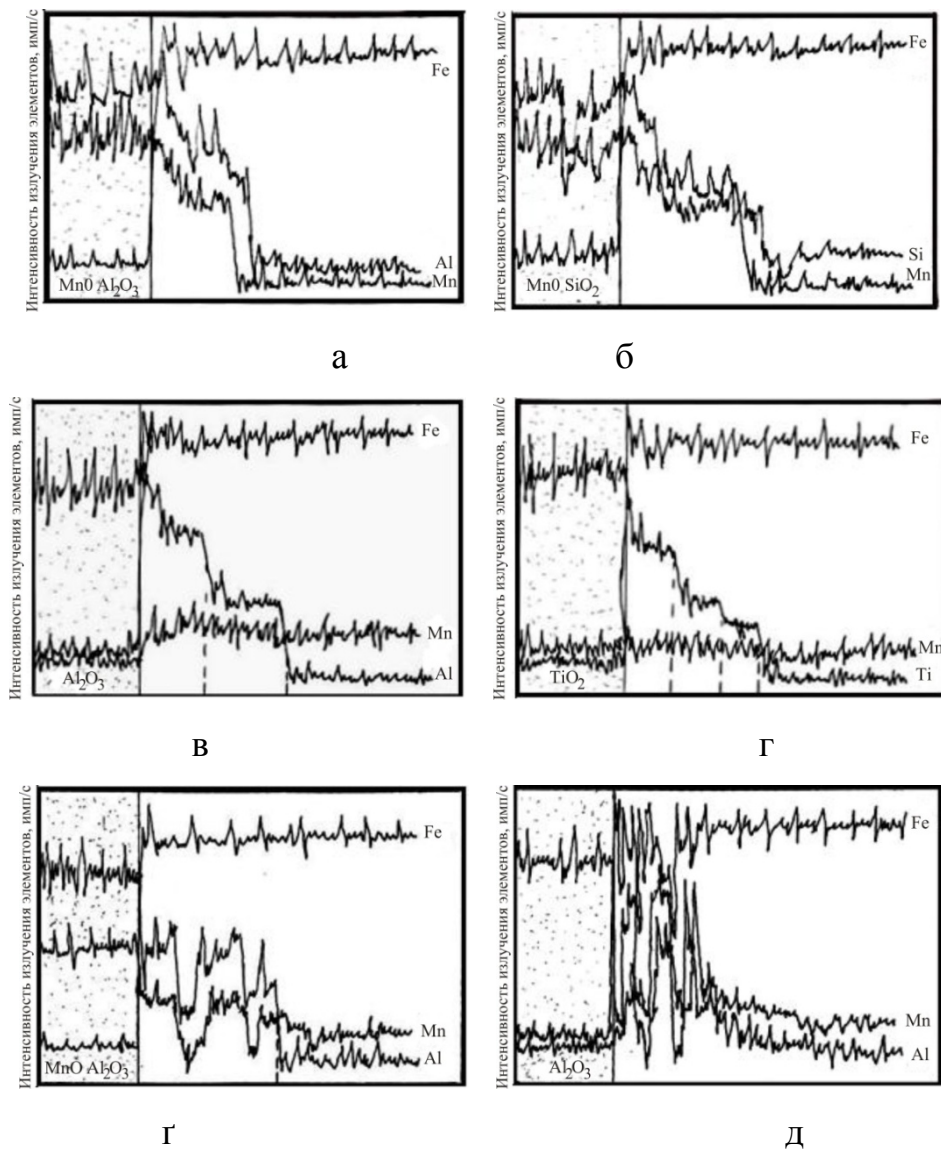


Рис. 3.6. Розподіл елементів в зонах насичення матриці поблизу включення після лазерної дії

Величина нанотвердості матриці в усіх зонах насичення поблизу включення і значення коефіцієнту K_B залежать від стану включення і матриці в момент опромінення. Значення H_m^e і K_B у всіх зонах максимальні при оплавленні всіх видів включень і матриці, зменшуються у випадках оплавлення матриці біля твердих включень і мінімальні у випадках твердого стану включень і матриці. Це пов'язано з тим, що максимально елементами включень насичується рідка матриця при оплавленні або повному розплавленні включень. У випадках оплавлення включень оксидів, силікатів, сульфідів в момент лазерного впливу нанотвердість матриці поблизу включень вище, ніж поблизу твердих включень, а значення коефіцієнтів K_B в усіх зонах зростають. Збільшенню значень H_m^e і K_B в усіх зонах сприяє насичення матриці елементами включень і їх фіксування в твердому розчині. Ступінь насичення матриці поблизу включень у другій і третій зонах в середньому менше, ніж безпосередньо поблизу поверхні включення (в першій зоні), про що свідчить і відмінність значень нанотвердості сталеві матриці і коефіцієнтів K_B ($K_B = H_m^e / H_m$ [18 - 20, 98]) .

Таблиця 3.2.

Значення нанотвердості зон насичення матриці поблизу включень (H_m^e) і далеко від них (H_m), а також коефіцієнту K_B (у дужках) при енергії імпульсу 25 Дж і часу впливу $3,6 \cdot 10^{-3}$ с

Включення	Стан включення *	Сталь, H_m , x 10, МПа	Стан матриці *	H_m^e , x 10, МПа у зонах		
				1	2	3
Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$	Опл	R7,620	P	1100(1,77) 1085(1,75)	- 942(1,52)	- 744(1,2)
SiO_2	T	R7,620	p т	1080(1,74) 960(1,55)	858(1,38) -	- -
$MnO \cdot SiO_2$ $2MnO \cdot SiO_2$ $FeO \cdot SiO_2$	P	M68 (НБ-57), 748	p	1130(1,51) 1260(1,68)	1050(1,40) 950(1,27)	- 810(1,08)

TiN, TiCN	т, опл	08Т, 280	Р	502(1,79)	380(1,36)	-
TiO, TiO ₂	Т	08Т, 280	Р	430(1,54)	-	-
FeO-TiO ₂	опл	08Т, 280	Т	460(1,64)	385(1,38)	-
Cr ₂ O ₃ , FeO·Cr ₂ O ₃ MnO·Cr ₂ O ₃	опл	08Х, 256	Р	460(1,80) 445(1,74)	368(1,44) 380(1,48)	- 320(1,25)
Al ₂ O ₃ , FeO·Al ₂ O ₃ MnO·Al ₂ O ₃ MgO·Al ₂ O ₃	т, опл	08Ю, 286	т р	450(1,57) 520(1,82)	385(1,35) 450(1,57)	340(1,19) -
FeO, FeO-MnO	р,опл	08кп, 260	р т	460(1,77) 415(1,60)	320(1,23) -	- -
SiO ₂	Т	Е3, 268	т	385(1,44)	-	-
SiO ₂	опл	08кп, 260	р	335(1,29) 340(1,30)	295(1,13) -	287(1,10) -
FeS-(Fe,Mn)S FeO-(Fe,Mn)S	Р	НБ-57, 748	р т	1220(1,63) 1120(1,49)	1100(1,47) -	840(1,12) -
MnS, (Mn,Fe)S MnS-FeS	Р	08кп, 260	т р	395(1,52) 430(1,65)	- 374(1,44)	- 320(1,23)
(Mn,Fe)S MnS-FeS, MnS-(Fe,Mn)S	Р	Р7, 620	т р	1054(1,7) 1040(1,68)	- 850(1,37)	- -

*Примітка: т – твердое; р – рідке; опл. – оплавлення.

Залежність нанотвердості першої (або єдиної) зони насичення матриці, що прилягає до включення, для всіх використовуваних тривалостей лазерного імпульсу має немонотонну залежність (табл. 3.3), що свідчить про існування певного інтервалу значень енергії, в якому спостерігається максимальне зміцнення локальних шарів матриці.

Таблиця 3.3.

Вплив енергії лазерного випромінювання на нанотвердість матриці
поблизу включення $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ в сталі R7

$T_{\text{імп}}, \cdot 10^{-3}, \text{с}$	$W_{\text{імп}}, \text{Дж}$			
	10	18	25	30
1,0	820	1170	1060	910
3,6	850	1140	1100	950

Головним фактором зміцнення прилеглих до включень ділянок матриці є її мікролегування від внутрішніх джерел, якими виступають неметалеві включення. Створення каскаду зон насичення матриці поблизу включень шляхом формування локальних ліквідаційних зон - це формування своєрідних шаруватих мікрокомпозитів поблизу неметалевих включень. Слід зазначити, що структура цих зон може бути однофазною (пересичені тверді розчини, див. рис. 3.6, а - г), але часто в зонах спостерігаються дисперсні мікрофази і нанофази - «сателітні» частинки (рис. 3.4, а, в - г, рис. 3.5, в, рис. 3.7). Комплексні дослідження за допомогою локального петрографічного і мікрорентгеноспектрального, а також лазерного спектрального аналізу показали, що як правило, хімічний склад цих частинок пов'язаний з вихідним включенням, але дещо відрізняється від нього завдяки участі у їх формуванні компонентів матриці (рис. 3.6, д, табл. 3.4). Зустрічаються також частинки, які мають метастабільний склад, що пов'язано з їх утворенням в умовах швидкісного лазерного впливу.

Таблиця 3.4.

Фазовий склад "сателітних" частинок поблизу вихідного включення
після лазерного впливу

Вихідне включення, сталь	"сателітні" включення
Al_2O_3 , R7	$\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, AlO , Al_2S_3 , Al_4C_3 $(\text{Fe}, \text{MnO}) \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$
Al_2O_3 , 08Ю	$\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, SiS_2 , $(\text{Fe}, \text{MnO}) \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$
$(\text{Mn}, \text{Fe})\text{S}$, R7	$\text{FeO}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, CaS , MnS

FeO-MnO, R7	MnO, Mn ₄ N, (Fe,Mn)O·SiO ₂
SiO ₂ , R7	(Fe,Mn)O·SiO ₂ , SiO, 2MnO·SiO ₂ ,

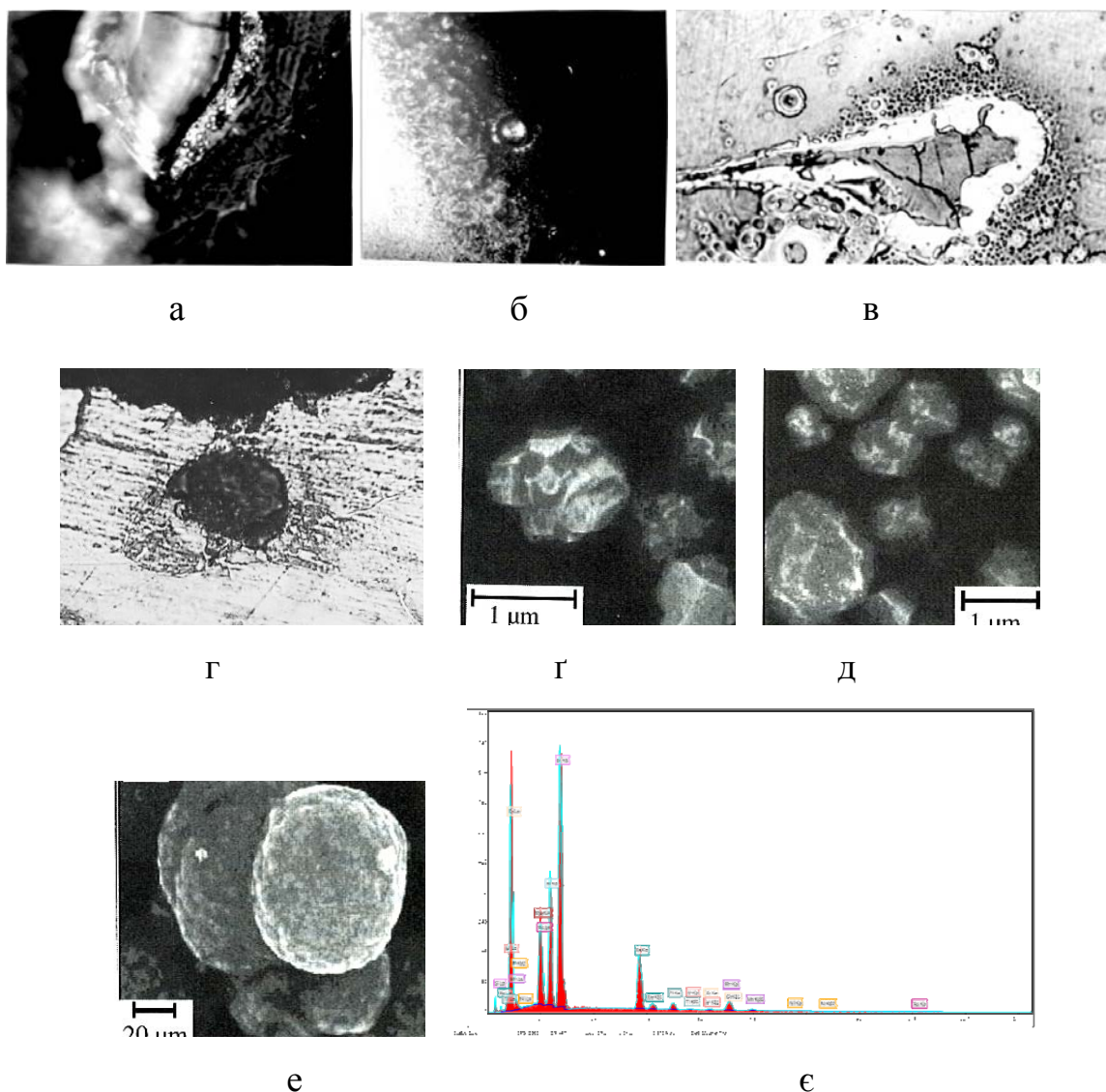


Рис.3.7. «Сателітні» частинки поблизу вихідних включень після лазерного впливу (а - г) і виділені для петрографічних досліджень (г - е); є - приклад локального хімічного аналізу : а - Al₂O₃, 08Ю, б, г - MnO·Al₂O₃, R7, в - (Mn,Fe)S, 08кп; а, в – x500x6, б – x500

Процес утворення "сателітних" включень представляється в такий спосіб. При плавленні матриці і включень (або оплавленні останніх) в момент лазерного впливу внаслідок аномального масоперенесення в матриці створюються області, які збагачені компонентами включень або містять комплекси (кластери) колишніх мікро- або нанозерен неметалевих включень (див. вище "плямистий" розподіл

елементів в матриці) . Формуються локальні ділянки типу металевих емульсійних розплавів, які при різкому охолодженні як би "заморожуються" і кластери колишніх мікро- або нанозерен вихідного включення кристалізуються в "сателітні" частинки. Процес утворення "сателітних" включень може бути також пов'язаний зі зменшенням розчинності елементів, які перейшли з включення, в зонах збагачення рідкої і твердої матриці при різкому охолодженні. В результаті поблизу вихідного включення в матриці виникає композитний прошарок з дисперсними частинками.

Цікаво відзначити, що ці частинки можуть бути присутніми як безпосередньо поблизу включення, так і на деякій відстані від нього (у другій або третій зоні насичення матриці). Мабуть, це пов'язано як з локальною неоднорідністю зон насичення матриці, так і з нерівномірним розподілом дислокацій і вакансій в матриці поблизу включень. Останній фактор важливий у зв'язку з тим, що відомий вплив дефектів кристалічної будови на формування атмосфер домішок, а також зниження критичних розмірів зародків нових фаз при гетерогенному (дислокаційному) механізмі їх зародження. Що стосується розподілу дефектів в матриці поблизу включень, то в рівноважних умовах їх кількість максимальна поблизу міжфазної границі і знижується при видаленні від включення [18 - 20], тому поява «сателітних» частинок більш логічна у першій зоні ближче до границі включення-матриця (рис . 3.4, а, в - г). Однак, в гіпернерівноважних умовах лазерного впливу, коли відбувається хвильова релаксація напружень зсувно-поворотного типу, а також швидкісна рекристалізація поблизу включень [18 - 20], щільність дефектів кристалічної будови може не відповідати цим закономірностям і поблизу включень (у першій зоні насичення) їх кількість може бути менше, ніж на деякій відстані (у другій або третій зоні). Цим і пояснюється поява «сателітних» частинок на деякому віддаленні від границі включення-матриця (рис. 3.7, б - г).

Поява «сателітних» частинок сприяє створенню дисперсних мікрокомпозитних шарів, або при наявності в матриці декількох зон насичення - комбінованих шарувато-дисперсних ділянок поблизу включень. Причому,

варіювання режиму лазерного впливу дозволить регулювати формування цих мікрокомпозитних систем.

Таким чином, мікронеоднорідне зміцнення сталевोї матриці при лазерному впливі поблизу включень пов'язано не тільки з дією тих же чинників, що і далеко від включень [1 - 13, 18, 19], але також з:

- виникненням поблизу включень термічних напружень;
- виникненням поблизу включень великої кількості вакансій і дислокацій;
- локалізацією високошвидкісних релаксаційних процесів (деформаційного і рекристалізаційного) [18, 19];
- утворенням локальних пересичених метастабільних неоднорідних твердих розчинів в результаті легування локальних ділянок сталевої матриці елементами включень і поверхневих ділянок включень елементами сталевої матриці;
- формуванням градієнтних і мікрокомпозитних зон різних типів (шаруватих каскадного типу, плямистих, дисперсних), що пов'язано з насиченням і пересиченням прилеглих ділянок матриці компонентами включень, і утворенням нових мікрочастинок; мабуть, наявність каскадних зон свідчить про хвильову природу насичення матриці елементами включення;
- дисперсійним зміцненням, пов'язаним зі зменшенням середніх розмірів неметалевих включень в результаті їх часткового розчинення, а також утворення «сателітних» частинок;

Така різноманітність процесів може бути пов'язана не тільки з легуванням локальних зон сталевої матриці компонентами включень, але також із впливом включень на розподіл температурних полів в матриці завдяки їх більшій поглинальній здатності у порівнянні з матрицею сталі [18], крім того - із різною теплопровідністю включень і матриці. Описані процеси свідчать про локальну гетерогенізацію мікроструктури матриці сталі поблизу включень при лазерному впливі. Очевидно, використання неметалевих включень у якості внутрішніх джерел мікролегування локальних ділянок сталевої матриці при лазерній обробці можна розглядати як мікро-хіміко-термічну обробку, яка відбувається в гіпернерівноважних умовах лазерного впливу. Очевидно, в поверхневих шарах

самих включень також неминучі фазові зміни, які зумовлені взаємодією зі сталевою матрицею.

3.2.2. Формування зон контактної взаємодії в неметалевих включеннях

Слід зазначити, що в самих включених при контактній взаємодії з матрицею в момент лазерного впливу могли не спостерігати поверхневі зони насичення (рис. 3.4, а), але частіше фіксували або одну зону (рис. 3.4, б, в, рис. 3.5, а, б, г), або дві зони (рис. 3.4, г, д, рис. 3.5, в). Як правило, ці зони носять сліди поверхневого оплавлення або плавлення включень. В поверхневих шарах включень внаслідок масоперенесення компонентів сталеві матриці утворилися одна або дві зони насичення з каскадним ліквідаційним розподілом елементів і значень нанотвердості (рис. 3.8, а, б, табл. 3.5).

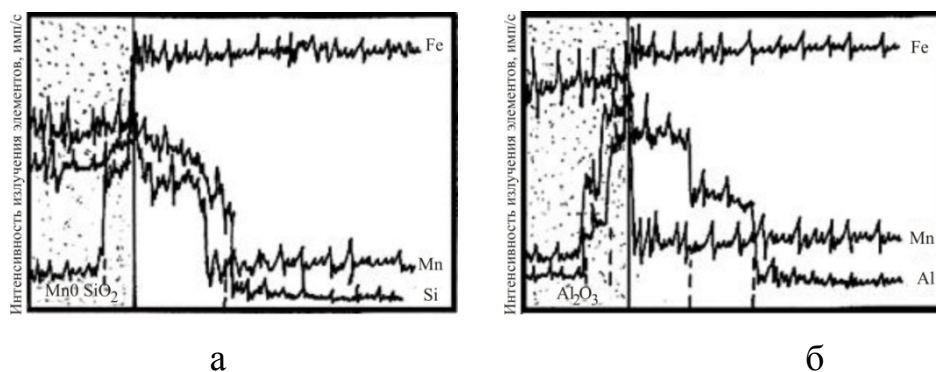


Рис. 3.8. Розподіл елементів в поверхневих зонах неметалевих включень після лазерної дії

Аналіз отриманих результатів показав, що рівень нанотвердості усіх включень після лазерного впливу вище, ніж в початковому стані і ступінь збільшення цього показника визначається наявністю або відсутністю зсувних поліморфних перетворень в неметалевих включеннях [18, 19]. У той же час при наявності на поверхні зон взаємодії з матрицею спостерігається підвищення нанотвердості включень: в першій зоні (або при наявності однієї зони) - в середньому на 15...20%, у другій зоні - на 10%.

Слід зазначити, що поверхневий шар включень при наявності масоперенесення елементів з матриці може мати форму суцільної оболонки

(оболонки) - це тип шаруватого мікрокомпозитного формування (див. рис. 3.4, б, в, рис. 3.5, а, б, г, рис. 3.4, г, рис. 3.5, в, рис. 3.9, д, е), або окремих плям насичення (рис. 3.9, а, б, рис. 3.4, г). Причому можна говорити про «тунельний» ефект масоперенесення в поверхневому шарі включення по границях зерен, якщо включення в момент лазерного впливу залишалося у твердому стані, або уздовж ділянок його часткового плавлення.

Таблиця 3.5.

Значення нанотвердості зон насичення в поверхневих шарах включень

Включення	Стан включення при ЛО*	Сталь	Стан матриці при ЛО*	H _B , x 10, МПа в зонах 1,2 (від матриці) і в середині включення		
				1	2	середина
Al ₂ O ₃ , MnO · Al ₂ O ₃	Опл	R7	р	3550	3180	3030
SiO ₂	Опл	R7	р	3270	-	2850
MnO · SiO ₂ 2MnO · SiO ₂ FeO · SiO ₂	р	M68 (НБ-57)	Р	1360	1210	1140
TiN, TiCN	т, опл	08Т	р	2570	-	2240
TiO, TiO ₂	Т	08Т	р	1300	-	1090
FeO-TiO ₂	Опл	08Т	т	1040	1010	910
Cr ₂ O ₃ , FeO · Cr ₂ O ₃ MnO · Cr ₂ O ₃	опл	08Х	Р	2900	-	2560
Al ₂ O ₃ , FeO · Al ₂ O ₃ MnO · Al ₂ O ₃ MgO · Al ₂ O ₃	т/ опл	08Ю	р	3480 3330	- 3100	3030 2900
FeO, FeO-MnO	р/опл	08кп	р	660	610	550
SiO ₂	Т	ЭЗ	т	3200	-	2840

SiO ₂	Опл	08кп	р	3050	3030	2850
FeS-(Fe,Mn)S	Р	М68	Р	740	690	620
FeO-(Fe,Mn)S		(НБ-57)				
MnS, (Mn,Fe)S	Р	08кп	Р	740	715	650
MnS-FeS	Р	R7	р	745	700	680
(Mn,Fe)S						
MnS-FeS, MnS-(Fe,Mn)S						

*Примітка: т – тверде; р – рідке; опл. – оплавлення.

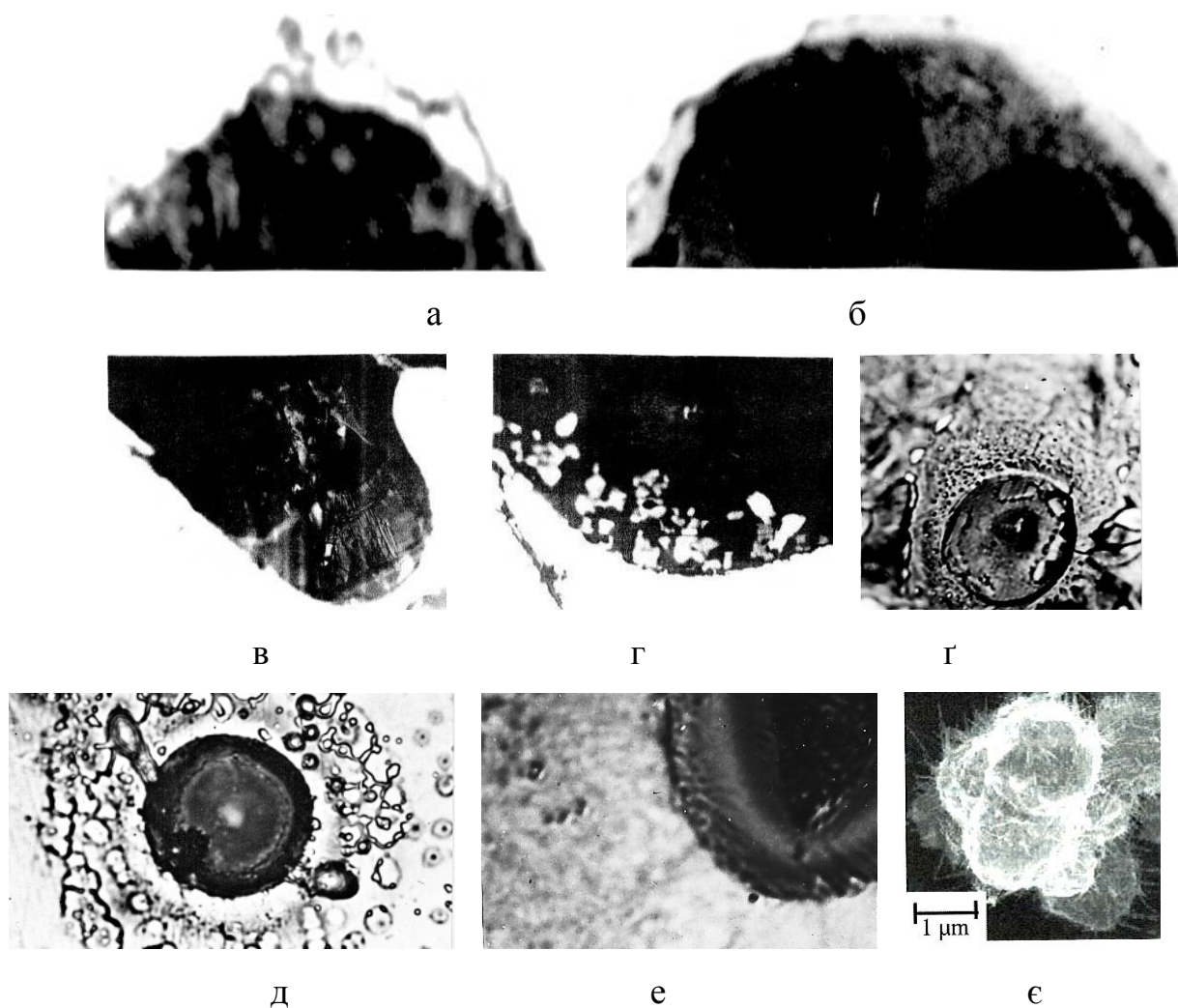


Рис. 3.9. Структура зон взаємодії включень з матрицею при лазерній дії: а - Al₂O₃, 08Ю, б - Al₂O₃, R7, в, е - MnO·SiO₂, R7, г - MnO·SiO₂, 08Ю, ґ - Al₂O₃, 08Ю, д - SiO₂, Э3; x500x6

Всі перераховані вище випадки утворення шаруватих або «тунельних» мікрокомпозитних шарів призвели до формування в поверхневій зоні включень твердих розчинів елементів матриці в решітці включення (див. рис. 3.8). При швидкій кристалізації поверхневих шарів легкоплавких сульфідних і силікатних включень внаслідок проникнення елементів матриці утворилися ділянки квазіевтектики (рис. 3.9, в), що дає підстави говорити про формування у включеннях поверхневого шару композитного типу.

Дослідження нових фаз у поверхневих шарах легкоплавких складних силікатів показало (рис. 3.9, г), що ці включення, які представляють собою до лазерного впливу пересичені тверді розчини, при плавленні в момент впливу перетворювалися в рідкі розчини складного складу, при цьому можливий розпад пересичених рідких розчинів, у тому числі і при проникненні елементів матриці.

Дендритна форма нових фаз свідчить про їх формуванні в рідкому стані включення. Як правило, за складом ці фази є окси-силікатними включеннями змінного складу FeO-MnO , MgO , $(\text{Fe,Mn,Ca})\text{O}\cdot\text{SiO}_2$, $(\text{Fe,Mn,Mg})\text{O}\cdot(\text{Al,Cr,Fe})_2\text{O}_3$.

У роботах [18, 19] при взаємодії включень, що виходять на поверхню зразка, яка опромінюється, з атмосферою був виявлений ефект часткового або повного відновлення оксидів. Аналогічне явище спостерігали в поверхневих шарах включень вищих оксидів, прилеглих до матриці незалежно від того, виходили вони на поверхню зразка (рис. 3.9, г, є), або ні. Поки не вдалося спостерігати повного відновлення оксидів з утворенням корольків чистого металу, як це було при взаємодії включень з навколишньою атмосферою в умовах ЛТО [18, 19]. Продукти дисоціації вищих оксидів у поверхневих шарах включень, аналіз яких проводили шляхом комплексних досліджень за допомогою локального петрографічного і мікрорентгеноспектрального, а також лазерного спектрального аналізу, наведені в табл. 3.6.

Мабуть, процес часткового відновлення ділянок поверхні вищих оксидів, можна пов'язати із взаємодією елементів матриці і включення, а саме із взаємним масоперенесенням елементів через міжфазні границі. Під дією лазерного випромінювання іони кисню видаляються із решітки вищого оксиду,

переміщуються до границі з матрицею і проникають в неї. Рушійною силою процесу масоперенесення іонів кисню з включення в матрицю є перепад його концентрації у цих фазах. У звільнених вузлах решітки вищого оксиду виникають спотворення, що призводять до її розбудови в решітку нижчого оксиду металу.

Таблиця 3.6.

Продукти дисоціації вищих оксидів

Вихідне включення	Нові фази поблизу границі з матрицею
Fe_2O_3	Fe_3O_4 , FeO
Al_2O_3	Al_2O
Cr_2O_3	CrO
SiO_2	Si_2O_3
TiO_2	TiO
$\text{FeO} \cdot \text{TiO}_2$	TiO
$\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$	Al_2O
$\text{MgO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$	FeO
$\text{MgO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$	CrO
$\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$, $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $2\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$	SiO

Очевидно, що процес відновлення оксидів відбувається на декількох реакційних центрах, як і у разі взаємодії включень з навколишньою атмосферою [18], він проходить з високою швидкістю в умовах гіпернерівноважності системи включення-матриця. Тому різні ділянки відновлення на одному включенні розрізняються ступенем відновлення оксиду. Про проникнення іонів кисню в матрицю свідчать виявлені поблизу вихідного включення дисперсні «сателітні» частинки оксидів (рис. 3.9, г), що представляють собою, як правило, включення вищих оксидів, близьких за складом до вихідного включення (див. табл. 3.6). Чим вище енергія лазерного променя і більше час впливу, тим більше розміри ділянок часткового відновлення оксидів поблизу границь включення-матриця (табл. 3.7).

Описані процеси свідчать про локальну гетерогенізацію мікроструктури поверхневих ділянок включень при лазерному впливі. Очевидно, що перетворення у поверхневих шарах неметалевих включень при їхній взаємодії з матрицею вносять внесок у зміну властивостей поверхні включень, будову границь включення-матриця, а також в лазерне зміцнення сталі.

Таблиця 3.7.

Вплив режиму лазерного випромінювання на середні розміри ділянок часткового відновлення оксидів у поверхневому шарі неметалевого включення поблизу границі з металевою матрицею

Включення, сталь	$W_{\text{імп}},$ Дж	$T_{\text{імп}}, \cdot 10^{-3}, \text{ c}$				
		1,0	2,5	3,6	4,2	6,0
$\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3,$ R7	10	2,6	2,9	3,6	6,8	7,0
	18	3,7	4,6	4,6	7,0	7,0
	25	15,1	15,3	15,7	18,5	18,5
	30	16,1	16,4	17,3	18,6	19,5
$\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2,$ R7	10	1,9	2,5	4,1	6,5	6,5
	18	1,9	2,8	4,2	7,9	8,7
	25	8,2	8,2	9,6	10,0	12,4
	30	10,6	11,5	12,0	15,1	15,9

Таким чином, зміцнення сталей поблизу включень пов'язано з такими факторами:

- дисперсійне зміцнення у зв'язку з виділенням надлишкових мікро- і нанофаз в обсязі вихідних включень, а також частинок відновлених оксидів;
- зміцнення від фазового наклепу в результаті поліморфних перетворень у включеннях і напружень на міжфазних границях включення-матриця;
- зміцнення від локального наноструктурування включень;
- зміцнення від локальної аморфізації включень.

Оскільки взаємодія неметалевих включень зі сталеву матрицею відбувається через міжфазні границі включення-матриця, неминуха трансформація останніх, що має вплинути на поведінку цих границь і самих включень при подальшій

деформації і руйнуванні сталей. Тому необхідно досліджувати ці границі після лазерної обробки.

3.2.3. Структура границь включення-матриця після лазерної дії

Для розуміння структурних особливостей міжфазних границь включення-матриця після ЛТО необхідно обговорити питання їх формування при лазерній кристалізації [104, 109]. При контактній взаємодії рідкого (твердого) включення і рідкої матриці відбувається активне масоперенесення, де значну роль відіграють процеси електронної взаємодії, які спрямовані на утворення стабільних електронних конфігурацій між атомами включення і матриці, а також електронна будова включення і матриці. Границі включення-матриця після лазерної дії являють собою області з досить складною структурою (рис. 3.10, а, б).

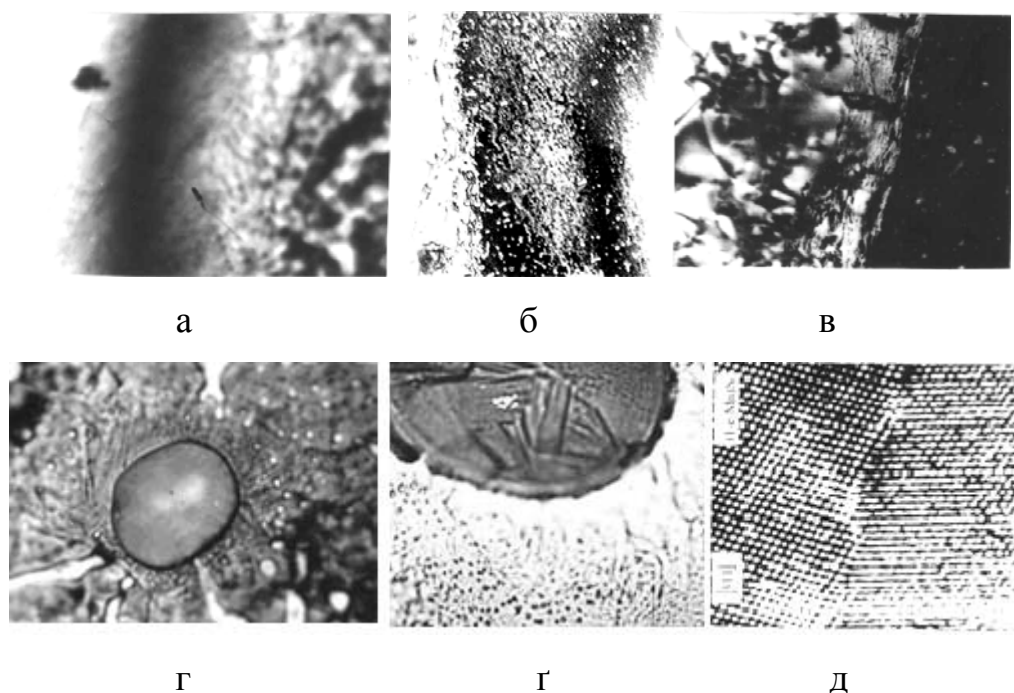


Рис. 3.10. Структура границь включення-матриця після лазерної дії (а - в, г) і зсувові поліморфні перетворення в матриці (г) і включенні (г): а, б – $\times 900 \times 10$, в – $\times 20000$, г, г – $\times 500 \times 6$, д – $\times 250000$

Використовуючи теорію конфігураційної локалізації валентних електронів [105], можна уявити закономірності утворення границь розділу між включеннями і матрицею при лазерній кристалізації. Контактна взаємодія цих фаз пов'язана із

обміном електронів між атомами рідкої матриці і узагальнених електронів на d -підрівні атомів рідкого (твердого) включення. Інтенсивність контактної взаємодії і когезивна міцність міжфазної границі, яка формується, визначаються взаємним електронним обміном між атомами включення і матриці, спрямованим на утворення електронних конфігурацій d^0 , d^5 , d^{10} для перехідних металів і конфігурацій sp , sp^2 , sp^3 , sp^4 для неметалів [105]. Атоми неметалу в неметалевому включенні прагнуть за рахунок $s \rightarrow p$ переходів і обміну електронами отримати квазістійку електронну конфігурацію типу sp [105].

Слід зазначити, що локальне легування поверхонь включення і матриці при їх контактній взаємодії в момент лазерного впливу призводить до зміни електронної будови і міжатомних зв'язків у цих зонах. Таким чином, електронна структура включення і матриці є спільною основою для аналізу усіх типів структур міжфазних границь включення-матриця. Вивчення процесів контактної взаємодії включень і сталевій матриці на електронному рівні дозволить прогнозувати механізм і кінетику формування міжфазних границь включення-матриця, що особливо важливо у разі утворення границь між багатокомпонентними системами.

Масоперенесення через границі включення-матриця може призвести до формування на границях сегрегацій домішок (рис. 3.10, в). Це пов'язано як з високошвидкісним характером процесу (якщо потік атомів матриці або включення не встиг проникнути у фазу, яка контактує), або з фракціонуванням домішок в момент масоперенесення і виділенням надлишкових ультрадисперсних фаз при розпаді пересиченої домішками міжфазної границі в процесі охолодження. Зсувні поліморфні перетворення, що протікають в сталевій матриці (рис. 3.10, г) і деяких включених (рис. 3.10, г), очевидно, сприяють зсувному сполученню кристалічних решіток включення і матриці (рис. 3.10, д) при охолодженні після впливу. Границі розділу включення-матриця повинні містити міжфазні дефекти, які покликані здійснити поєднання решіток.

Нарешті, говорячи про взаємодію межу включеннями і сталевією матрицею при лазерному впливі необхідно враховувати утворення на міжфазних границях

включення-матриця граничних фаз. Це явище було виявлено у роботах [18 - 19], де представлені склади різних граничних фаз, проте не досліджено вплив режиму лазерного впливу на склад і структуру цих фаз. Ступінь стійкості системи включення-матриця (рідких або твердих) при лазерному впливі оцінюється ймовірністю досягнення динамічної рівноваги на границі їх розділу при взаємному насиченні її компонентами включення і матриці, які контактують. Включення і матриця є багатокомпонентними системами і кінетика процесу формування граничної фази залежить від вкладу кожної фази (включення і сталевих матриці), особливо від ступеня її нерівноважності в момент лазерного впливу. Дослідження структури граничних фаз показало, що вони можуть бути як однофазними у вигляді суцільної або переривчастої оболонки навколо включення (рис. 3.11, а, в), так і двофазними із шаруватою структурою (рис. 3.11, б, г). Ширина граничних фаз залежить від режиму лазерного впливу (табл. 3.8): чим більше енергія імпульсу і час впливу, тим грубіша гранична фаза.

Граничні фази представляють собою двовимірні прошарки, які жорстко пов'язані і з включенням, і з матрицею. Механізм їх утворення обговорюється в роботах [18 - 19]. Утворення граничної фази (шару) протягом такого малого часу лазерного впливу свідчить про протікання цього процесу за рахунок колективної активації груп атомів різного сорту в умовах високих тиску і температури. На границі включення-матриця реалізується складна багатокомпонентна система завдяки згущенню певної кількості елементів, що рухаються через міжфазні границі від включення в матрицю і в зворотному напрямку [18 - 19]:

$$N_i = n_i^g V_g + n_i^m V_m + \Gamma_i F_{mf} \quad (3.4)$$

де N_i - кількість атомів, які перерозподіляються; n_i^g і n_i^m - атомні щільності Mn, S, Fe, Al і т.п.; V_g і V_m - атомні об'єми включення і матриці; Γ_i - адсорбція на міжфазній границі, яка має площу F_{mf} .

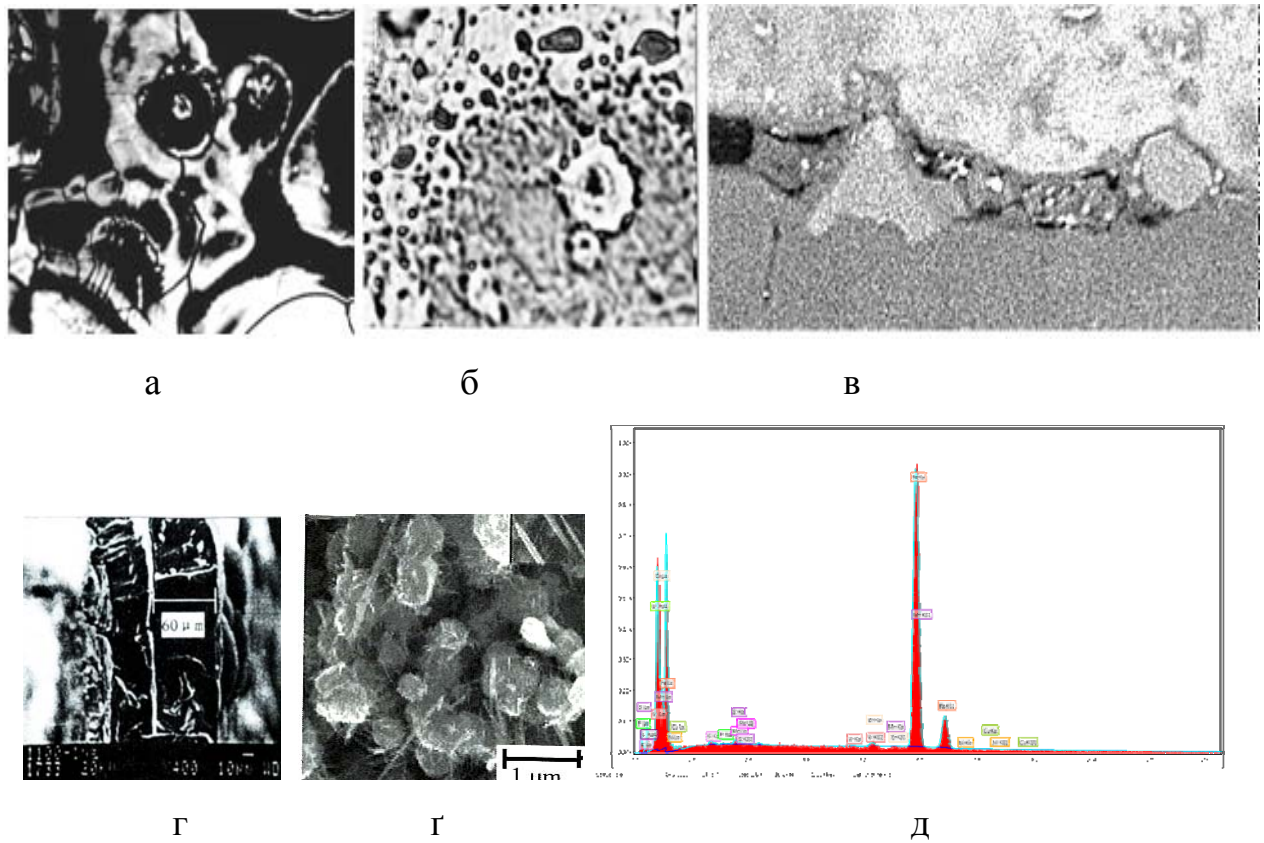


Рис. 3.11. Граничні фази після лазерної дії; x500x6

Таблиця 3.8.

Вплив режиму лазерної дії на ширину граничної фази

Гранична фаза; включення, сталь	$W_{\text{імп}}$, Дж	$T_{\text{імп}}, \cdot 10^{-3}, \text{с}$				
		1,0	2,5	3,6	4,2	6,0
$3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$; Al_2O_3 , R7	10	2,5	3,1	4,5	4,5	7,4
	18	4,2	3,2	4,5	4,7	7,5
	25	5,4	5,8	6,7	7,8	8,7
	30	5,5	5,8	7,2	7,9	8,8
$5\text{MgO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{SiO}_2$; SiO_2 , R7	10	1,7	2,3	4,6	5,4	6,4
	18	2,6	2,3	4,3	5,5	6,7
	25	4,7	2,6	5,5	6,2	6,7
	30	5,6	6,0	6,8	7,4	7,9

Якщо в момент лазерного впливу відбувається оплавлення або плавлення включення і матриці, границя розділу також плавиться (розупорядковується) і в

рідкому стані відбувається взаємодія між компонентами включення і матриці. Результатом такої взаємодії є гетерогенне утворення при охолодженні нового граничного шару з хімічним складом і структурою, відмінними від таких у включення і матриці [18 - 19]. У рідкій фазі цей шар може бути близький до локального стану, координація атомів у якому відповідає структурі фаз, метастабільних в даній області температур і тисків. Якщо в момент лазерного впливу оплавлення границь включення-матриця не відбувається, взаємодія компонентів на границі може призвести до утворення гетерофазних флуктуацій, близьких до структури будь-яких стабільних або метастабільних фаз. У включенні і матриці дифузія будь-якого i -го компоненту описується рівнянням Фіка зі своїм коефіцієнтом дифузії ($D_i^e \neq D_i^m$), тому може відбуватися відсмоктування цього компонента з міжфазної границі у бік включення або матриці і на границі розподілу виникає шар з новим хімічним складом і структурою, який захоплює приграничну область. Утворення граничної фази, по суті, є фазовим розпадом міжфазної границі включення-матриця при лазерному впливі.

Як було показано у роботах [18, 19], склад граничної фази залежить від температури, тиску, концентрацій елементів у включенні і матриці, а також характеру згущення цих параметрів на границі включення-матриця в момент лазерного впливу. Гранична фаза може мати перехідний стан (від матриці до включення), представляти собою твердий розчин на базі основних компонентів включення або матриці, або проміжні фази, якщо в реалізованій на границі розділу багатоконпонентній системі вони є можливими. Стан граничної фази може бути стабільним, але частіше він є метастабільний. Утворення нової фази шляхом взаємної або поперечної дифузії через границю розділу внаслідок різної дифузійної рухливості компонентів може супроводжуватися зміщенням первинного положення границі (ефект Кіркендала). Енергія активації утворення граничної фази [19]:

$$W_{\text{гф}} = N_i \cdot \lambda_{\text{ф}} \quad (3.5)$$

где $\lambda_{\text{ф}}$ - теплота переходу у новий стан; N_i - кількість атомів у граничній фазі.

Зміна вільної енергії $\Delta W_{\text{ф}}$, що визначає ймовірність утворення граничної фази при ЛТО [18, 19]:

$$\Delta W_{\text{гф}} = \Delta W_{\text{хім}} + \Delta W_{\text{пов}} + \Delta W_{\text{пруж}} + \Delta W_{\text{деф}}, \quad (3.6)$$

где $\Delta W_{\text{хім}}$ - зміна хімічної енергії $N_i [W_{\text{гф}} - (W_{\text{в}} + W_{\text{м}})]$; $\Delta W_{\text{пов}}$ - зміна поверхневої енергії внаслідок утворення нової міжфазної границі $\sim \alpha \cdot \gamma_{\text{мф}} \cdot (V_{\text{ф}} \cdot N_i)^{2/3}$ (α - коефіцієнт форми, $\gamma_{\text{мф}}$ - поверхневий натяг міжфазної границі, $V_{\text{гф}}$ - атомний об'єм граничної фази); $\Delta W_{\text{пруж}}$ - зміна пружної енергії, яка визначається відмінністю атомних об'ємів включення, матриці і граничної фази $\sim [V_{\text{гф}} - (V_{\text{в}} + V_{\text{м}})]$; $\Delta W_{\text{деф}}$ - зміна енергії, пов'язана з міжфазними дефектами, які можуть успадковуватися граничною фазою від вихідної границі включення-матриця, а також з'являтися знову внаслідок релаксаційних процесів, що обумовлені пружними викривленнями $\Delta W_{\text{пруж}}$.

Слід враховувати, що в гіпернерівноважних умовах лазерного впливу приріст енергії граничної фази за рахунок надлишкової енергії міжфазних дислокацій, переданих цій фазі, дає вигоду в рушійній силі формування зародків нової фази і збільшенні швидкості фазового перетворення. Роботу утворення зародку граничної фази критичного розміру $A_{\text{кр}}$ при лазерному впливі можна представити таким чином [18, 19]:

$$A_{\text{кр}} = 32\pi \cdot \sigma^3 / (\Delta f - U + \Delta f^*)^2 \quad (3.7)$$

де σ – поверхневий натяг на границі включення-зародок граничної фази, Δf – питома “хімічна” движуча сила, яка визначається перепадом концентрацій елементів у міжфазній границі та новій граничній фазі, U – питома пружна енергія, яка пов'язана з напруженнями в границі включення-матриця, що виникають при зародженні нової фази, Δf^* - енергія викривленої області границі включення-матриця поблизу міжфазних дислокацій, яка передана зародку.

Очевидно, що під впливом лазерної дії зменшується критичний розмір зародку граничної фази, але збільшується об'ємна частка граничної фази $V_{\text{гф}}$ і швидкість її зростання $V_{\text{р}}$. Утворення граничної фази полегшується підвищеною енергією лазерного випромінювання і високим ступенем дефектності границь включення-матриця, з яких дислокації можуть успадковуватися граничною фазою.

Виходячи з останнього твердження, мірою рушійної сили утворення і зростання граничної фази служить рівень надлишкової енергії міжфазних дислокацій в границі включення-матриця $U_{\text{МФГ}}$ і граничній фазі $U_{\text{ГФ}}$. Формуванню граничної фази сприяє релаксація напружень в границях включення-матриця в результаті зменшення щільності міжфазних дислокацій.

При дослідженні граничних фаз в колісній сталі мікрорентгеноспектральний аналіз показав поступове збільшення або зниження вмісту елементів при переході від включення до матриці (рис. 3.12, а), що свідчить, по-видимому, про перехідний стан або утворення твердого розчину в граничній фазі, хоча є випадки сплесків інтенсивності випромінювання елементів в перехідній області (рис. 3.12, б, в), що підтверджує факт згущення концентрації елементів на міжфазній границі і свідчить про утворення проміжних фаз [18, 19].

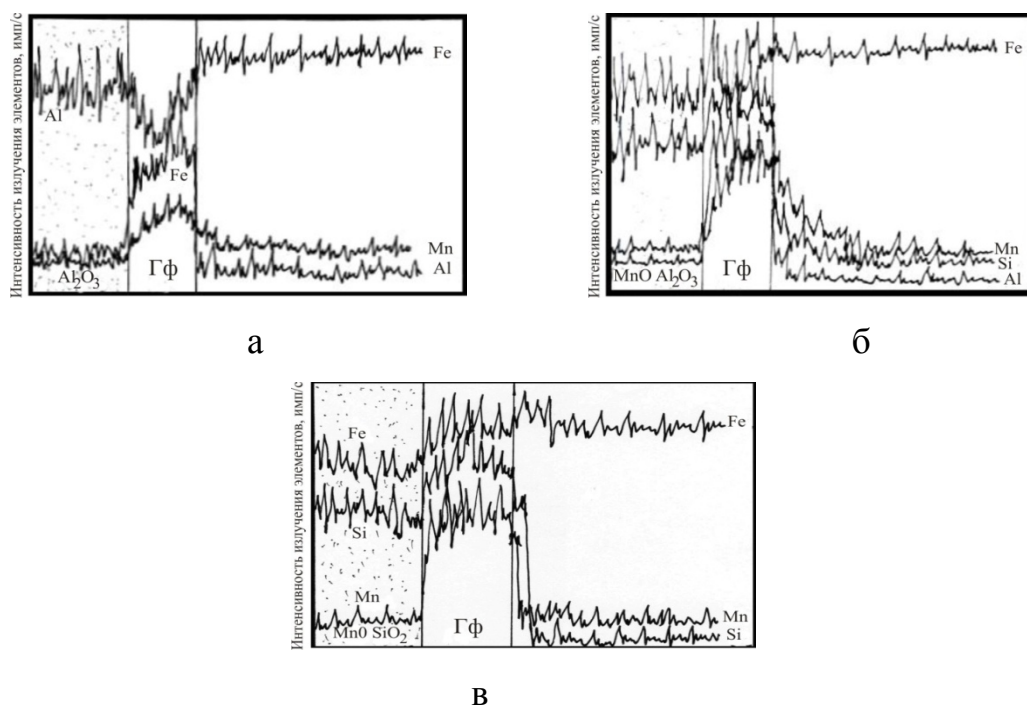


Рис. 3.12. Розподіл елементів в граничних фазах після лазерної дії

Комплексні дослідження за допомогою локального петрографічного (рис. 3.11, г) і мікрорентгеноспектрального (рис. 3.11, г, д), а також лазерного спектрального аналізу витягнутих включень граничних фаз не дозволили однозначно визначити формулу речовини граничних фаз, як і в роботах [18, 19], оскільки це є з'єднання складного складу, що утворилися в умовах, які є досить далекими від рівноважних умов. Мабуть, для граничної фази характерне

утворення складних з'єднань типу оксинітриди, карбосиліциди, карбооксинітриди, сульфооксиди, сульфосидіциди, що містять домішки. Зміна режиму лазерного опромінення не виявила можливості отримання стабільних речовин в якості граничних фаз.

Дослідження структури граничних фаз при великих збільшеннях показало, що вони можуть бути різними не тільки за складом, оскільки зустрічалися граничні прошарки з ультрадисперсною кристалічною (рис. 3.13, а), нанокристалічною (рис. 3.13, б) і аморфною (рис. 3.13, в) структурою. Такі різні граничні фази утворюють тонку сітку (що особливо важливо, нанокристалічну або аморфну), яка армуючи структуру сталі. утворення нанокристалічної і аморфної структури граничних фаз пояснюється високошвидкісним характером процесу їх формування.

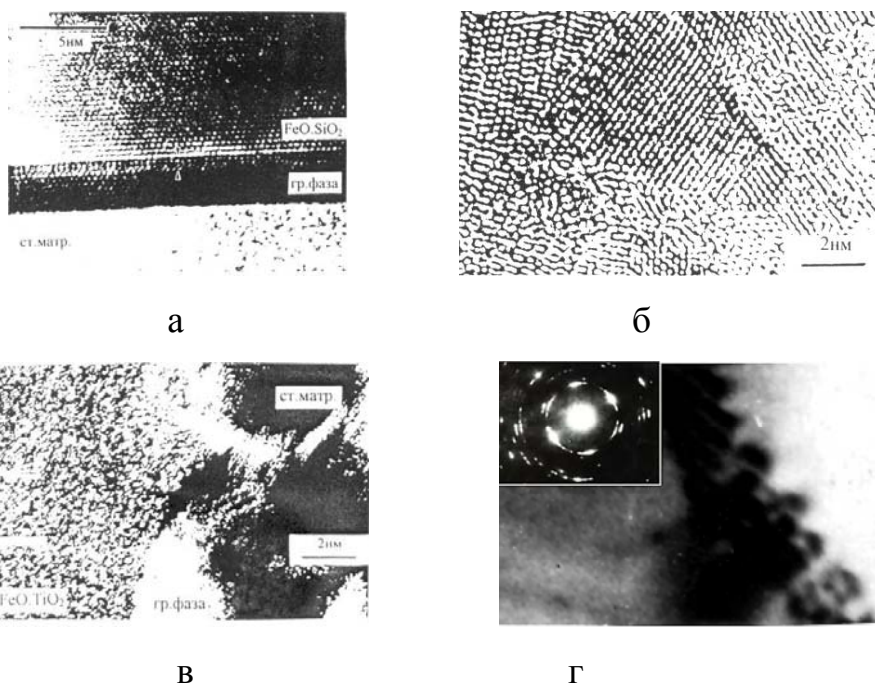


Рис. 3.13. Граничні фази після лазерної дії: а, в – г – $\times 60000$

Утворення нових граничних фаз супроводжується появою нових міжфазних гранниць, які забезпечують зчеплення вихідного включення і матриці з новим шаром. Сполучення здійснюється за типом «дифузійного мікрозварювання» (рис. 3.13, г), що підтверджується також поведінкою включень при подальшій деформації. Мабуть, формування граничних фаз вносить свій внесок в зміцнення сталі при лазерному впливі.

Таким чином, в процесі лазерної обробки відбуваються фазово-структурні зміни не тільки в поверхневих шарах включень і сталевій матриці, але і в самих міжфазних границях.

3.2.4. Законімірності трансформації границь включення-матриця при лазерному впливі

Як було показано вище, лазерна дія супроводжується складними структурними та фазовими перетвореннями у включеннях, матриці і в міжфазних границях включення-матриця. До процесів, які зосереджені в міжфазних границях включення-матриця, слід віднести:

- «дифузійні» перетворення - масоперенесення елементів включення і матриці уздовж і через міжфазні границі, складовою частиною якого є масоперенесення уздовж міжфазних дислокацій;
- фазові і хімічні перетворення - утворення сегрегацій і граничних фаз;
- структурні перетворення - це перебудови системи міжфазних дефектів і зміна сполучення решіток включення і матриці.

Ці процеси відбуваються в гіпернерівноважних умовах при контактній взаємодії включення та матриці, що знаходяться в рідкому і (або твердому) стані. В момент лазерного впливу границі включення-матриця переходять в високоенергетичний нерівноважний стан, що викликає розвиток дисипативних процесів - різних перетворень, пов'язаних з прагненням системи знизити енергію досліджуваних границь, і визначає характер їх лазерно-загартованої структури. Термодинамічну оцінку лазерного зміцнення границь включення-матриця можна представити у вигляді співвідношення двох конкуруючих процесів: активації за рахунок енергії лазерного випромінювання і дисипації за рахунок потоків енергії, що вивільнюється (плавлення і кристалізації, швидкісного масообміну, перерозподілу системи дефектів, утворення нових фаз і т. п.), що прагнуть послабити результати зовнішнього впливу:

$$R \cdot q \cdot \tau_{\text{імп}} = \Delta U_{\text{внут}} + q_{\text{відвод}} \cdot \tau_{\text{відвод}} \quad (3.8)$$

де R – коефіцієнт поглинання, q – щільність міцності лазерного випромінювання, яка визначається енергією випромінювання, $\tau_{\text{імп}}$ – час дії лазерного імпульсу, $\Delta U_{\text{внут}}$ – приріст внутрішньої енергії границі включення-матриця, $q_{\text{відвод}}$ – щільність енергетичного потоку, що відводиться, $\tau_{\text{відвод}}$ – час відводу потоку енергії від міжфазної границі.

Мабуть, рівень лазерного зміцнення границі включення-матриця визначається оптимальним співвідношенням швидкості дисипативних процесів в границі за рахунок масоперенесення, перерозподілу міжфазних дефектів, сполучення решіток включення і матриці, і швидкості активаційних процесів, які призводять до підвищення концентрації елементів і міжфазних дефектів. Описані вище фазові і структурні перетворення, які відбуваються в процесі контактної взаємодії включень і матриці сталі в гіпернерівноважних умовах лазерного впливу, дозволяють реалізувати можливості трансформації границь включення-матриця. Ці можливості пов'язані з легуванням від внутрішніх джерел (неметалевих включень) локальних ділянок матриці і створенням поблизу включень зміцнених зон, що представляють собою мікрокомпозитні шари різного типу: шаруваті з каскадним і «плямистим» розподілом елементів і нанотвердості, дисперсні з різним типом зміцнюючих фаз, а також комбіновані (див. гл. 3.2.1). В поверхневих шарах включень в результаті масоперенесення елементів із сталеві матриці можливо створювати мікрокомпозитні ділянки шаруватого типу з каскадним розподілом елементів, «тунельні», а також дисперсні з різними типами другої фази (див. гл. 3.2.2).

Таким чином, шляхом взаємного легування в системі включення-матриця створюються мікрокомпозитні шари, що мають гетерогенну будову і складаються або з твердих розчинів різного ступеня легування, або з пластичної матриці і дисперсних включень. Наявність каскадних шарів в матриці і (або) включенні свідчить про хвильову природу контактної взаємодії цих фаз в процесі масообміну при лазерному впливі. Утворення нових шарів як з боку включень, так і з боку матриці призводить до розширення міжфазних границь, гетерогенізації їх структури, що сприяє зміні розподілу елементів на границях

(різкі перепади змінюються на плавне-каскадну зміну концентрацій, або розбиваються на кілька більш локальних піків), що повинно призводити до зміни полів пружних напружень і релаксації напружень в досліджуваних границях.

Самі границі включення-матриця зазнають змін, пов'язаних з електронною взаємодією фаз, зсувним сполученням кристалічних решіток, де важливу роль відіграють зсувні поліморфні перетворення в матриці і включенні, а також з формуванням нерівноважних граничних фаз - ультрадисперсних кристалічних, нанокристалічних або аморфних, що мають різну структуру. Виявлені в міжфазних границях перетворення відкривають можливості управління їх структурою і властивостями.

Таким чином, при лазерному зміцненні сталей, що містять неметалеві включення, відбувається поєднання лазерної термообробки з мікролегуванням локальних ділянок матриці від внутрішніх джерел - неметалевих включень. Це відкриває можливості формування міжфазних границь включення-матриця з заданими властивостями шляхом штучного регулювання ступеня розчинення вихідних включень і рівня насичення прилеглих ділянок матриці елементами включень. Крім того, це розкриває можливості регулювання характеру структури прилеглих до включення зон матриці при зміні режиму лазерного впливу і програмної зміни неметалевих включень в сталі. Стабільність лазерного зміцнення матриці поблизу включень пов'язана з певним інтервалом енергії імпульсу і збільшується при збільшенні тривалості імпульсу випромінювання.

Оптимальне поєднання енергетичного рівня лазерного нагрівання і типу неметалевого включення дозволяє ефективно конструювати структуру міжфазних границь включення-матриця. Аналіз різних варіантів структури границь включення-матриця дозволив виявити три основних їх типи в залежності від характеру процесів, що призвели до їх трансформації при лазерному впливі. Перший тип границь включення-матриця пов'язаний з наявністю переважного масоперенесення елементів включення в навколишню матрицю в процесі їх контактної взаємодії (рис. 3.14). При порівнянні з вихідним станом границі включення-матриця (рис. 3.14, а) можна виділити наступні варіанти структурних і

фазових змін в прилеглих ділянках матриці і в самій границі включення-матриця. В матриці виникли одна (рис. 3.14, б, в), або дві і більше (рис. 3.14, г) зони насичення елементами включення з каскадним (рис. 3.14, г) або «плямистим» (рис. 3.14, в) розподілом компонентів. В зонах насичення матриці при розпаді пересиченого твердого розчину в процесі охолодження можлива поява «сателітних» дисперсних частинок (рис. 3.14, г, д). В самих границях в результаті спрямованої кристалізації включення або матриці (рис. 3.14, б), релаксації термічних напружень, або внаслідок зсувних поліморфних перетворень в матриці (і в деяких включених) можливі процеси зсувового сполучення кристалічних решіток включення і матриці (рис. 3.14, е, є).

Другий тип границь включення-матриця пов'язаний з наявністю взаємного масоперенесення елементів включення і матриці. При порівнянні з вихідним станом границі включення-матриця (див. рис. 3.14, а) можна виділити наступні варіанти структурних і фазових змін в прилеглих ділянках матриці, включення і в самій границі включення-матриця.

При наявності зон насичення в матриці з каскадним і «плямистим» розподілом елементів, в яких можуть бути дисперсні «сателітні» частинки, подібно структурі прилеглих до включення ділянок матриці для першого типу границь включення-матриця (рис. 3.15), в неметалевих включеннях також спостерігаються фазові і структурні зміни. Це зони насичення поверхневих ділянок включення з каскадним або «тунельним» розподілом елементів (рис. 3.15, а - в), в яких можуть бути дисперсні «сателітні» частинки, що утворилися при розпаді пересиченого твердого розчину включення (рис. 3.15, г). Структура поверхневого шару включення може стати двофазною не тільки в результаті виділення «сателітів», а й завдяки частковому відновленню вищих оксидів, зумовленого контактною взаємодією з матрицею (рис. 3.15, г). Швидкісна контактна кристалізація включення і матриці, поліморфні і фазові перетворення з однієї або з обох сторін від границі розділу можуть викликати релаксацію напружень в границі розділу і зсуове сполучення решіток включення і матриці (локальне або вздовж усієї границі) (рис. 3.15, д).

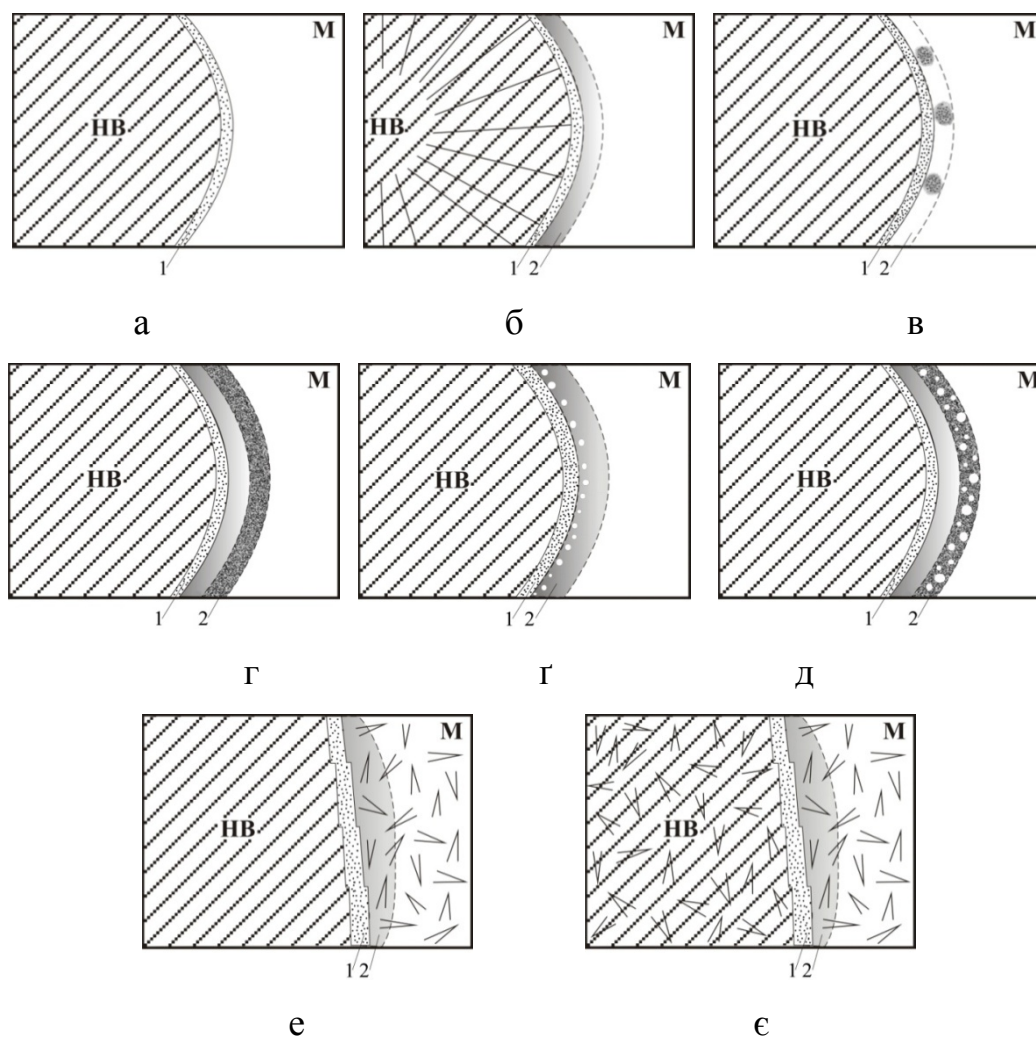


Рис. 3.14. Схеми трансформації першого типу границь включення-матриця при лазерній дії: 1 – границя включення-матриця, 2 – зона насичення матриці елементами включення

Перший і другий тип трансформації границь включення-матриця розрізняються характером масоперенесення через границі в момент лазерного впливу. Представляється можливим пояснити цю відмінність різним рівнем електронної взаємодії включень і матриці [105, 110]. Мабуть перший тип границь включення-матриця формується при менш активній електронній та електромагнітній взаємодії контактуючих фаз, ніж другий тип міжфазних границь, що залежить від донорних і акцепторних здібностей взаємодіючих фаз, а також від режиму лазерного впливу і ступеня складності хімічної композиції системи включення-матриця, що поки не дозволяє отримати з цього питання чітких закономірностей.

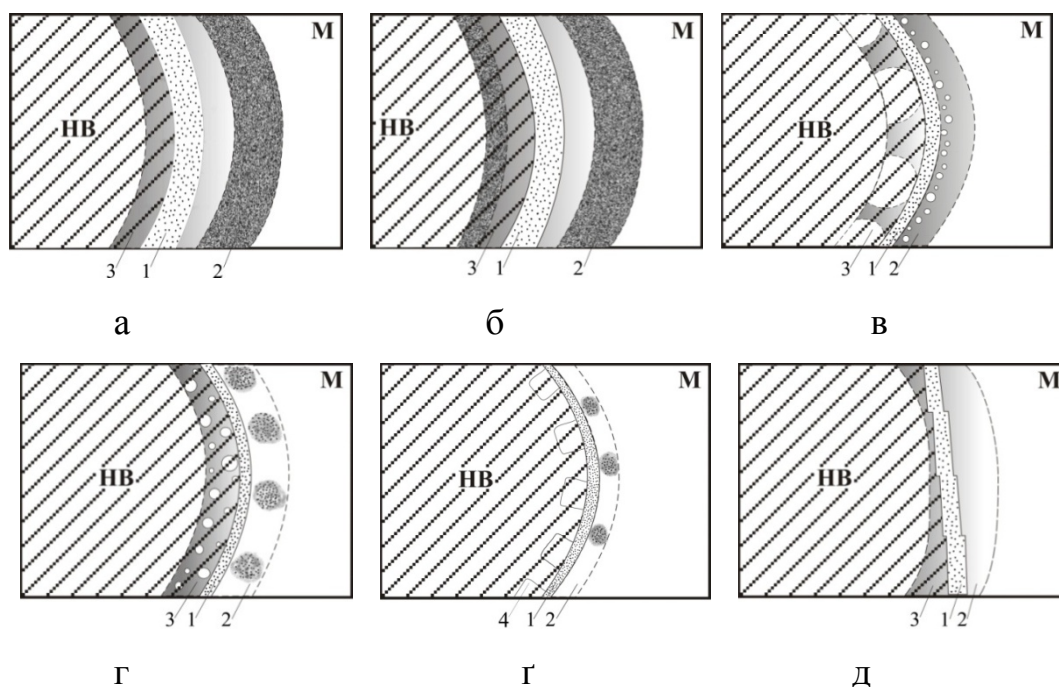


Рис. 3.15. Схеми трансформації другого типу границь включення-матриця при лазерній дії: 1 – границя включення-матриця, 2 – зона насичення матриці елементами включення, 3 - зона насичення елементами матриці у включення, 4 – зона часткового відновлення оксиду

Третій тип границь включення-матриця формується, коли на тлі процесів, що відбуваються при утворенні границь першого і другого типу, відбувається формування і фракціонування сегрегацій на міжфазних границях (рис. 3.16, а), а також утворення граничних фаз - як однофазних (рис. 3.16, б), так і багатофазних (рис. 3.16, в). Ці фази можуть мати ультрадисперсну кристалічну, нанокристалічну і аморфну структуру.

Таким чином, для формування третього типу границь включення-матриця необхідна хімічна взаємодія елементів включення і матриці в процесі масоперенесення. Представляється можливим зсуове сполучення решіток включення і граничної фази, а також граничної фази і матриці в разі ультрадисперсної кристалічної і нанокристалічної будови цієї нової фази (рис. 3.16, г). Якщо ж вона аморфна, то можливо це полегшує утворення міжфазних границь з підвищеною когезивною міцністю, хоча це питання потребує спеціальних досліджень.

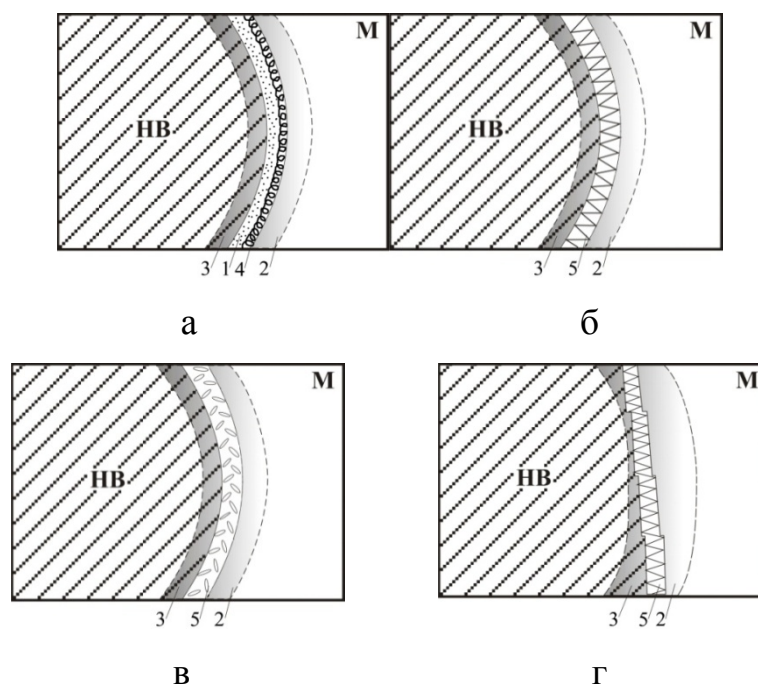


Рис. 3.16. Схеми трансформації третього типу границь включення-матриця при лазерній дії: 1 – границя включення-матриця, 2 – зона насичення матриці елементами включення, 3 – зона насичення елементами матриці у включення, 4 – сегрегація домішок, 5 – гранична фаза

Очевидно, можна виділити і четвертий тип трансформації границь включення-матриця, який пов'язаний з виникненням нових міжфазних границь при формуванні «сателітних» включень. В швидкісних умовах ЛТО на таких границях очевидно відбувається зсувове сполучення решіток сталевोї матриці і нових частинок.

Таким чином, систематизовані основні види трансформації границь включення-матриця при лазерному впливі. При різкому нагріванні і охолодженні може бути реалізована можливість хороших сполучень решіток включення і матриці в результаті зсувового сполучення фаз на границі їх розділу [18]. Навіть при наявності однакового типу решіток у включення і матриці з різними періодами і міжплощинними відстанями для отримання позиції точної відповідності на границі одна з решіток повинна бути продеформована шляхом всебічного розтягування або стиснення [18]. Наявність домішок на границях розділу включення-матриця сприяло зміцненню останніх, тому що ускладнювало перебіг релаксаційних процесів, здатних зменшити компоненту внутрішніх

напружень, що розтягують. Все це свідчить про складне протікання релаксаційних процесів на границях включення-матриця при лазерному впливі, що мають, по-видимому, зсувово - «дифузійний» характер, а при утворенні сегрегацій і граничних фаз – зсувово - «дифузійно» -фазовий характер. Всі типи отриманих границь включають різні зони взаємодії включень і матриці, що призводять до розширення границь включення-матриця, які перетворилися в багатошарові утворення, тобто сталася їх гетерогенізація.

Режим лазерної дії впливає на ширину цих утворень: чим більше енергія лазерного імпульсу і час впливу, тим більше їх ширина (табл. 3.9). Ці результати розкривають можливості реалізації оптимального поєднання структури, ширини і рівня лазерного зміцнення (мікро- або нанотвердості) трансформованих границь включення-матриця.

Таблиця 3.9.

Вплив режиму лазерної дії на максимальну ширину трансформованої границі включення-матриця в колісній сталі (мкм)

$W_{\text{імп}}, \text{ Дж}$	$T_{\text{імп}}, \cdot 10^{-3}, \text{ с}$				
	1,0	2,5	3,6	4,2	6,0
10	126	140	159	168	190
18	155	175	184	204	224
25	182	189	205	233	256
30	200	215	226	247	272

Таким чином, при лазерному впливі відбувається гетерогенізація границь включення-матриця за рахунок створення в самих границях, а також у включеннях і матриці перехідних зон у вигляді мікрокомпозитних шарів різних типів. Регламентуючи режим лазерного впливу, можна створювати оптимальні структури, ширину і ступінь зміцнення міжфазних границь включення-матриця по типу дисипативних структур лазерного зміцнення. При цьому можна створювати як стабільні структури міжфазних границь включення-матриця, що володіють стійкістю до зовнішніх енергетичних впливів, так і структури, які здатні ефективно розсіювати енергію, що підводиться ззовні в момент піку

напружень за допомогою перетворень на різних структурних рівнях. Для досягнення стабільних міжфазних границь включення-матриця, стійких до зовнішніх впливів, необхідно досягнення рівності поглиненої, накопиченої і відведеної енергії. Акумуляторами внутрішньої енергії границь включення-матриця є міжфазні дефекти, щільність яких, мабуть, повинна бути на рівні щільності дислокацій сильно деформованого металу ($10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$) [17, 18, 37, 38, 51, 111, 112]. Для отримання границь включення-матриця, здатних при зовнішньому впливі (тепловому, деформаційному, електромагнітному і т.п.) поглинати енергію, при лазерному впливі повинні бути отримані структури, стійкі до зовнішніх змін завдяки формуванню зміцнених шарів і нових граничних фаз.

Конструювання границь включення-матриця дозволить регулювати ієрархію механізмів дисипації зовнішньої енергії. Розглянуто й оцінено умови отримання при лазерному впливі різних варіантів будови границь включення-матриця. Будова границь включення-матриця, що виникли, дозволяє представити ієрархію масштабів структурних перетворень в них в момент лазерного впливу. На атомному рівні між включенням і матрицею відбувається електронна взаємодія, масоперенесення, сполучення кристалічних решіток. На мезоскопічному рівні відбувається рух міжфазних дислокацій і їх зарядова взаємодія. На фрагментарному рівні розвивається перерозподіл міжфазних дислокацій, релаксація напружень, формування сегрегацій домішок. На мікроскопічному рівні формуються шари насичення в самій границі, а також у включенні і матриці, дисперсні «сателіти», відбувається фракціонування сегрегацій і утворення граничних фаз. Отримання локальних градієнтних і композитних структур поблизу неметалевих включень дозволить підвищити характеристики міцності сталей, підданих лазерній обробці.

Наведені закономірності дозволяють підвищити ефективність зміцнюючої лазерної обробки на основі реалізації потенційних можливостей трансформації міжфазних границь включення-матриця і впливу на характер гіпернерівноважних фазових і структурних перетворень в цих границях. Показані можливості

управління структуроутворенням і цілеспрямованої зміни властивостей границь включення-матриця і локальних ділянок сталеві матриці, прилеглих до включень завдяки зміні сполучення решіток і створення градієнтних і мікрокомпозитних локальних структур.

3.3. Фактори, які визначають вплив неметалевих включень на зміцнення сталі при лазерній обробці

Процеси лазерного оплавлення, плавлення і розчинення включень, а також утворення «сателітних» частинок і граничних фаз призвели до зміни таких показників, а саме, зменшення середніх розмірів всіх типів включень і забрудненості сталей включеннями (табл. 3.10). Чим вище енергія імпульсу і більше час впливу, тим сильніше змінюються ці показники. За допомогою лазерної обробки вдалося зменшити середні розміри включень і забрудненість ними сталей на 30 ... 50%. Таким чином, лазерна обробка сталей дозволяє регулювати не тільки структурно-фазовий стан неметалевих включень, але також позитивно впливати на їх розміри, розподіл в сталі і рівень її забрудненості. Окреслені чинники позитивно впливають на розподіл напружень в сталях і їх механічні та експлуатаційні властивості [113], а також на характер утворення тріщин поблизу неметалевих включень.

Таблиця 3.10.

Вплив режиму лазерної дії на об'ємну долю включень f і середній розмір включень D_v в колісній сталі

Включення	Енергія імпульсу, Дж	Час дії, $\times 10^{-3}$, с	f , об%	D_v , мкм
FeO-MnO	вих.	-	0,28	20,0
	10	2,5	0,19	16,5
	18	2,5	0,18	15,0
	25	1,0	0,19	15,7
		2,5	0,17	14,1
		3,6	0,17	13,2
		4,2	0,15	10,2

		6,0	0,12	10,0
	30	2,5	0,15	11,2
MnO·Al ₂ O ₃	вих.	-	0,25	25,0
	10	2,5	0,21	20,3
	18	2,5	0,20	18,6
	25	1,0	0,20	18,5
		2,5	0,18	18,9
		3,6	0,15	15,5
		4,2	0,14	12,1
		6,0	0,11	10,6
	30	2,5	0,12	10,3
FeS-MnS	вих.	-	0,36	16,2
	10	2,5	0,31	15,2
	18	2,5	0,24	13,4
	25	1,0	0,22	12,0
		2,5	0,20	10,5
		3,6	0,20	9,4
		4,2	0,16	9,0
		6,0	0,15	7,5
	30	2,5	0,15	8,0
MnO·SiO ₂	вих.	-	0,29	36,1
	10	2,5	0,25	32,0
	18	2,5	0,24	31,5
	25	1,0	0,21	30,1
		2,5	0,20	28,4
		3,6	0,17	23,5
		4,2	0,15	23,0
		6,0	0,15	19,6
	30	2,5	0,16	19,0

Примітка: вих. – вихідний стан

З огляду на вплив неметалевих включень на лазерне зміцнення сталі, сумарний зміцнюючий ефект від дії різних факторів виглядає наступним чином:

$$\sigma = \sigma_{\text{вис}} + \sigma_{\text{фаз}} + \sigma_{\text{лег}}^{\text{K}} + \sigma_{\text{м/хім}} + \sigma_{\text{терм}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{дисп}} + \sigma_{\text{лег}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{деф}} + \sigma_{\text{рекр}} + \sigma_{\text{комп}}^{\text{M}} + \sigma_{\text{дисп}}^{\text{M}} + \sigma_{\text{МФГ}} + \sigma_{\text{комп}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{дисп}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{ГФ}} \quad (3.9)$$

де $\sigma_{\text{вис}}$ - напруження від високотемпературного наклепу [18, 19]; $\sigma_{\text{фаз}}$ - напруження від фазового наклепу при нагріванні і охолодженні [18, 19]; $\sigma_{\text{лег}}^{\text{K}}$ - зміцнення локальних зон розчинення карбідів і мікролегування матриці [18, 19]; $\sigma_{\text{м/хім}}$ - зміцнення від мікрохімічної неоднорідності [18, 19]; $\sigma_{\text{терм}}^{\text{B}}$ - напруження поблизу границь включення-матриця, що зумовлені відмінністю коефіцієнтів термічного розширення (стиснення) матриці і включення і залежні від типу, форми і розміру включення [18, 19]; $\sigma_{\text{лег}}^{\text{B}}$ - зміцнення прилеглих до включень зон матриці в результаті мікролегування при частковій дисоціації включень [18, 19]; $\sigma_{\text{дисп}}$ - дисперсійне зміцнення, що пов'язане зі зменшенням середніх розмірів неметалевих включень в результаті їх часткового розчинення [18, 19]; $\sigma_{\text{деф}}$ - деформаційне зміцнення від протікання релаксаційних процесів високошвидкісного характеру [18, 19]; $\sigma_{\text{рекр}}$ - напруження від локалізованих процесів звороту і рекристалізації [18, 19];

Новими факторами, що встановлені в даній роботі, є такі:

$\sigma_{\text{комп}}^{\text{M}}$ - зміцнення в результаті утворення поблизу включень шаруватих мікрокомпозитних ділянок матриці з каскадним розподілом елементів (один або кілька шарів);

$\sigma_{\text{дисп}}^{\text{M}}$ - зміцнення в результаті утворення дисперсних «сателітних» частинок поблизу вихідних включень або в каскадних шарах матриці, а також зменшення середніх розмірів і об'ємної частки неметалевих включень;

$\sigma_{\text{МФГ}}$ - зміцнення від зсувового сполучення решіток включення і матриці;

$\sigma_{\text{эл}}$ - зміцнення від електронної взаємодії контактуючих фаз включення і матриці;

$\sigma_{\text{комп}}^{\text{B}}$ - зміцнення в результаті утворення у включеннях шаруватих мікрокомпозитних ділянок з каскадним розподілом елементів (один або кілька шарів), а також «тунельних» ділянок насичення;

$\sigma_{\text{дисп}}^{\text{В}}$ - зміцнення в результаті утворення дисперсних частинок другої фази в поверхневих ділянках вихідних включень або в каскадних шарах на їх поверхні;
 $\sigma_{\text{ГФ}}$ - зміцнення в результаті утворення граничних фаз, що мають кристалічну, нанокристалічну або аморфну будову і армують структуру сталі.

3.4. Висновки по розділу 3.

1. Досліджені особливості контактного плавлення неметалевих включень і міжфазних границь включення-матриця в умовах аномального масо перенесення, які пов'язані з утворенням в гіпернерівноважних умовах зон з підвищеною щільністю дислокацій, а також електронною і електромагнітною взаємодією включень і матриці. Це дозволяє створити передумови для цілеспрямованого впливу на границі включення-матриця, а також хімічний і фазовий склад поверхневого шару неметалевих включень. Вивчено особливості структури включень після швидкісного затвердіння, що дозволяє прогнозувати зміну сполучення решіток на границі включення-матриця.

2. Вивчено процес утворення «сателітних» частинок, пов'язаний з формуванням при плавленні і розчиненні вихідних включень локальних ділянок типу металевих емульсійних розплавів внаслідок аномального масоперенесення, збагачених компонентами включень або таких, що містять комплекси (кластери) колишніх мікро- або нанозерен неметалевих включень.

3. Досліджені особливості формування зон контактної взаємодії в сталевій матриці при лазерному впливі, а також встановлені закономірності локального зміцнення цих ділянок в результаті їх легування в умовах аномального масоперенесення від внутрішніх джерел (неметалевих включень). Показано, що поблизу включень створюються ліквідаційні зміцнені зони, що представляють собою градієнтні і мікрокомпозитні шари різного типу: шаруваті з каскадним і «плямистим» розподілом елементів і нанотвердості, дисперсні з різним типом зміцнюючих фаз та комбіновані.

4. Досліджені особливості формування зон контактної взаємодії у включеннях при лазерному впливі. Показано, що в поверхневих шарах включень в результаті аномального масоперенесення елементів із сталеві матриці

створюються градієнтні і мікрокомпозитні ділянки шаруватого типу з каскадним ліквідаційним розподілом елементів, «тунельні», а також дисперсні з різними типами другої фази, формування якої пов'язано з розпадом рідкого або твердого розчину, або з відновленням оксидів.

5. Встановлено, що в результаті взаємного легування в системі включення-матриця створюються мікрокомпозитні шари, що мають гетерогенну будову і складаються або з твердих розчинів різного ступеня легування, або з пластичної (твердої) матриці і твердих (пластичних) дисперсних включень. Наявність каскадних шарів в матриці і (або) у включенні свідчить про хвильову природу контактної взаємодії цих фаз в процесі масообміну при лазерному впливі.

6. Досліджені закономірності трансформації границь включення-матриця при лазерному впливі, які пов'язані з електронною взаємодією фаз, зсувними сполученнями кристалічних решіток, зокрема в результаті поліморфних перетворень в матриці і включенні, а також з фазовим розпадом і формуванням гіпернерівноважних граничних фаз. Зазначені процеси, а також фазові і структурні зміни в прилеглих ділянках включень і сталевій матриці призводять до гетерогенізації структури границь включення-матриця. Виявлено три основні типи структури границь включення-матриця в залежності від характеру процесів, що призвели до їх трансформації при лазерному впливі. Перший тип границь включення-матриця пов'язаний з наявністю переважного масоперенесення елементів включення в навколишню матрицю в процесі їх контактної взаємодії; другий тип границь включення-матриця пов'язаний з наявністю взаємного масоперенесення елементів включення і матриці; третій тип границь включення-матриця формується, коли на тлі процесів, що відбуваються при утворенні границь першого і другого типу, відбувається формування і фракціонування сегрегацій на міжфазних границях, а також утворення граничних фаз.

7. Встановлено нові чинники, що визначають вплив неметалевих включень і границь включення-матриця на зміцнення сталей при лазерному впливі: утворення поблизу включень шаруватих мікрокомпозитних ділянок матриці з каскадним розподілом елементів; утворення дисперсних «сателітних» частинок, а

також зменшення середніх розмірів і об'ємної частки включень; зсувове сполучення решіток включення і матриці; електронна взаємодія включення і матриці; утворення у включеннях шаруватих мікрокомполітичних ділянок з каскадним розподілом елементів, а також «тунельних» ділянок насичення; утворення дисперсних «сателітних» частинок другої фази в поверхневих ділянках вихідних включень; утворення граничних фаз різних типів.

8. Показано, що поєднання лазерної термообробки з мікролегуванням локальних ділянок матриці від внутрішніх джерел - неметалевих включень дозволяє зменшити їх середні розміри і забрудненість сталі включеннями в зоні обробки на 30 ... 50%, а також відкриває можливості регулювання рівня насичення прилеглих ділянок матриці елементами включень та характеру структури прилеглих до включення зон матриці при зміні режиму лазерного впливу. Стабільність лазерного зміцнення матриці поблизу включень збільшується при збільшенні тривалості імпульсу випромінювання.

9. Показано, що регламентуючи режим лазерного впливу, можна створювати умови для формування міжфазних границь включення-матриця з заданими властивостями шляхом штучного регулювання ступеня розчинення вихідних включень, а також створювати оптимальні структури, ширину і ступінь зміцнення зазначених границь по типу дисипативних структур лазерного зміцнення.

10. Отримані результати досліджень дозволяють стверджувати, що розроблені наукові підходи до підвищення ефективності зміцнюючої лазерної обробки, засновані на реалізації потенційних можливостей формування локальних мікрокомполітичних зон поблизу включень і трансформації міжфазних границь включення-матриця.

11. Необхідно дослідити вплив лазерної обробки на особливості поведінки міжфазних границь включення-матриця і утворення тріщин поблизу включень при різних режимах пластичної деформації.

РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ НА УТВОРЕННЯ І РОЗВИТОК ТРІЩИН ПОБЛИЗУ ВКЛЮЧЕНЬ ПРИ РІЗНИХ УМОВАХ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

4.1. Особливості утворення тріщин поблизу неметалевих включень при різних режимах деформаційної і попередньої лазерної обробок

Як було показано в роботах [18, 19, 38, 51] поблизу усіх видів неметалевих включень після розтягування відбувається локалізація деформації, що призводить до утворення мікроруйнувань. Для багатьох включень при звичайному розтягуванні характерне утворення порожнин (в'язких тріщин) шляхом розшарування уздовж міжфазних границь включення-матриця, тому представляє інтерес вивчити вплив лазерного зміцнення цих границь на характер і умови утворення тріщин при різних температурно-швидкісних режимах деформації. Раніше проведеними дослідженнями показано, що порожнини виникають поблизу включень оксидів в сталях 08Ю, 08кп, 08Х, сульфідів і сульфідних евтектик в сталях М68 (НБ-57), ШХ15, 08Ю, силікатів в сталі 12ГС [18, 19, 38, 51]. У той же час для включень з титаном в сталі 08Т більш характерне утворення крихких тріщин в самих включених [18, 19, 38, 51].

Як було показано в роботах [18, 19, 38, 51], лазерна обробка сприяє зміні механізму утворення тріщин поблизу включень при подальшій деформації, а саме, поблизу включень, схильних до утворення порожнин (в'язких тріщин) шляхом декогезії міжфазних границь включення-матриця, утворюються крихкі розшарування (тендітні тріщини) уздовж зазначених границь. У той же час не вивчено спільний вплив температури і швидкості деформації на утворення мікроруйнувань поблизу включень, а також вплив градієнтних і композитних зон в сталевій матриці на розвиток тріщин. У цьому дослідженні біля включень оксидів Al_2O_3 , Cr_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$, $MgO \cdot Al_2O_3$, MnO , $MnO \cdot Cr_2O_3$, сульфідів, сульфідних евтектик $FeS-FeO$, $(Fe,Mn)S-FeS$, $(Fe,Cr,Mn)S-FeS$ і силікатних евтектик, які не перебувають в зоні опромінення, з'явилися порожнини, що підтверджує дані, отримані в роботах [18, 19, 38, 51]. У той же час ні біля одного

включення в межах плям опромінення порожнин не було. Спостерігалася яскраво виражена локалізація деформації (рис. 4.1, а) при ступенях деформації до 10 ... 15%. Цікаво відзначити, що порожнини біля включень при деформації без попереднього опромінення з'являлися при менших ступенях деформації: біля оксидів в сталі 08Ю - 2%, сульфідів в сталі М68 (НБ-57) - 2%, ШХ15 - 3%, 08Х - 4% [18, 19, 38, 51].

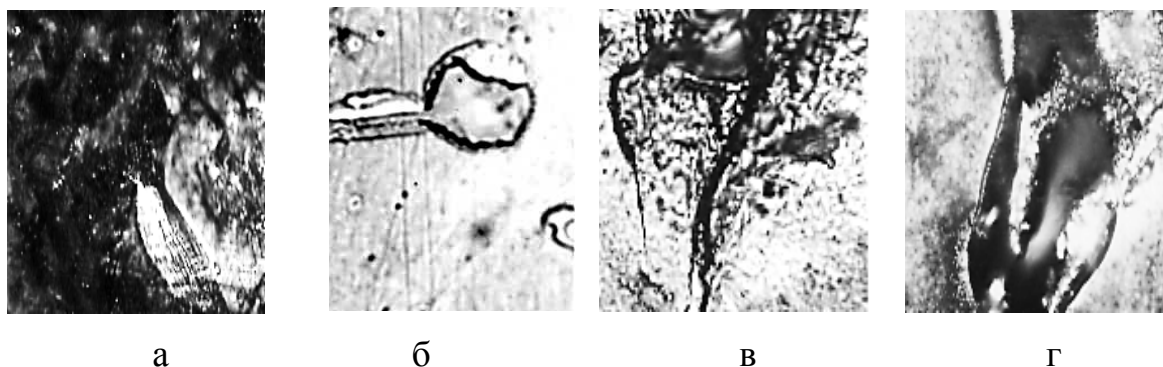


Рис. 4.1. Включення після лазерної дії і деформації: а, б - $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ в сталі 08Ю; в - $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn}) \text{S}$ в сталі М68 (НБ-57); г - $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ в сталі 12ГС; $\times 500$

Підвищення ступеня деформації вище 10 ... 15% в залежності від типу сталі призводило до утворення уздовж міжфазних границь тонких розшарувань, що представляють собою крихкі тріщини (рис. 4.1, б - г). Вони з'являлися в зоні лазерного впливу біля включень корунду, шпінелей, сульфідів і силікатів, що мають неправильну форму і великі розміри (вище 30 мкм). Поблизу оксидів титану крихкі розшарування уздовж міжфазних границь з матрицею практично не зустрічалися. Включення усіх типів, розміри яких перевищували 20 ... 30 мкм, іноді крихко руйнувалися. На завершальних етапах деформації, що передують руйнуванню зразків, коли ступінь деформації сталі перевищувала 15 ... 20%, в матриці поблизу включень спостерігалися крихкі тріщини, які були продовженням крихких розшарувань на міжфазних границях (рис. 4.1, в), або виникали біля включень внаслідок гальмування зсувів в матриці (рис. 4.1, а). Розвиток цих тріщин і призводив до макроруйнування зразків.

Критичний ступінь деформації єкр, при досягненні якої біля включень оксидів зароджуються тріщини, залежить від складу сталі і температури. Як було

встановлено в роботах [18, 19, 38, 51], в сталі ШХ15 для включень оксидів вона становить 10%, для сталі 08Ю - 15 % при 25 ° С. Вивчення впливу температури деформації показало, що з її підвищенням зростає величина $\epsilon_{кр}$, причому при усіх температурах випробування вона вище після лазерної дії, ніж без попереднього лазерного опромінення [18, 19, 38, 51].

Слід розділити інтервали температур деформації, коли вплив зміни пластичності сталевих матриць визначає параметри утворення мікроруйнувань поблизу включень без протікання просковзування уздовж границь включення-матриця (25 ... 900 ° С) і при реалізації цього процесу (1000 ... 1250 ° С).

В таблиці 4.1 наведені значення критичних ступенів деформації для інтервалу температур деформації 25 ... 900 ° С при різних швидкостях деформації. Очевидно, чим вище температура деформації, тим більше величина критичного ступеня деформації $\epsilon_{кр}$ для усіх видів включень і мікроруйнувань.

Таблиця 4.1.

Величини критичного ступеня деформації $\epsilon_{кр}$, %, при досягненні якого виникають мікроруйнування поблизу включень в колісній сталі R7 при різних швидкостях деформування (V_1 - 800 мм / хв), V_2 (1680 мм / хв), V_3 (2000 мм / хв)) без ЛТО і після ЛТО по режиму $W_{імп} = 25$ Дж, $\tau_{імп} = 3,6 \cdot 10^{-3}$ с

Включення, Дефект	Температура деформації, °С								
	25			600			900		
	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 ЛТО	4	4	2	8	9	2	15	14	10
(Fe,Mn)S порожнини без ЛТО	10	12	6	15	16	8	20	20	13
(Fe,MnO)·SiO ₂ тріщини у включенні без ЛТО	2	2	1	2	3	1	7	7	4
Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$ крихкі розшарування на границях включення- матриця після ЛТО	11	12	6	12	15	8	19	20	14
(Fe,Mn)S крихкі розшарування на	15	16	11	21	22	17	27	27	22

границях включення-матриця після ЛТО									
(Fe,MnO)·SiO ₂ , тріщини у включенні після ЛТО	5	5	3	8	8	5	14	16	12

Виявився вплив швидкості деформації (швидкості переміщення захоплень V_1 - 800 мм / хв, V_2 - 1680 мм / хв, V_3 - 2000мм / хв) в інтервалі температур 25 ... 900 ° С на величину $\epsilon_{кр}$, при досягненні якої виникають мікроруйнування поблизу включень при деформації без попереднього лазерного впливу (табл. 4.1), що узгоджується з результатами, наведеними в роботах [18, 19, 38, 51]. При 25 ° С зі збільшенням швидкості деформації критичний ступінь деформації монотонно зменшується у зв'язку з інтенсифікацією пластичної деформації і розвитком зміцнення. В умовах деформації при температурі 600 ° С можна розділити швидкості деформації на дві групи. При V_1 і V_2 , коли встигає проходити динамічне знеміцнення сталеві матриці і підвищується її пластичність, критичний ступінь деформації вище, ніж при 25 ° С і відповідних швидкостях деформації. В інтервалі швидкостей деформації V_2 ... V_3 для динамічного знеміцнення часу мало і критичний ступінь деформації різко падає. При 900 ° С є стрибок значень $\epsilon_{кр}$ при переході від V_2 до V_3 . При швидкостях деформації V_2 ... V_3 динамічне знеміцнення сталеві матриці проходить більш інтенсивно, ніж при 600 ° С, що призводить до зростання величини критичного ступеня деформації. Підвищення швидкості деформації до V_3 , призводить до інтенсифікації зміцнення і зменшення часу для протікання рекристалізації, тому величина критичного ступеня деформації зменшується. Тріщини у включеннях силікатів при зазначених температурах деформації з'являються при більш низьких ступенях деформації, ніж порожнини поблизу корунду і шпінелей. Однак також проявляється вплив швидкості деформації на параметри їх виникнення (табл. 4.1).

Критичний ступінь деформації в інтервалі температур 25 ... 900 ° С, при досягненні якого поблизу включень оксидів і сульфідів зароджуються тріщини після попереднього лазерного впливу, залежить від температури деформації (табл. 4.1). Очевидно, що значення $\epsilon_{кр}$ у разі попереднього лазерного впливу для усіх типів включень суттєво вище, ніж без ЛТО; це пояснюється впливом

попереднього лазерного зміцнення границь включення-матриця. Виявився вплив швидкості деформування (швидкості переміщення захоплень V_1 , V_2 , V_3) на величину критичного ступеня деформації $\epsilon_{кр}$, при досягненні якого виникають мікроруйнування поблизу включень після попередньої ЛТО. При 25°C зі збільшенням швидкості деформації від V_1 до V_2 і потім до V_3 критичний ступінь деформації монотонно зменшується у зв'язку з інтенсифікацією пластичної деформації і розвитком деформаційного зміцнення сталевих матриці. При 600°C його величина при всіх швидкостях деформації вище, ніж при 25°C . У той же час, при V_1 і V_2 , коли встигає проходити динамічне знеміцнення сталевих матриці і підвищується її пластичність, критичний ступінь деформації вище, ніж при V_3 , коли динамічне відновлення структури сталевих матриці утруднено (табл. 4.1). При 900°C при швидкостях деформації $V_2 \dots V_3$ динамічне знеміцнення сталевих матриці проходить більш інтенсивно, ніж при 600°C , що призводить до зростання величини критичного ступеня деформації. Аналогічні закономірності проявляються при виникненні тріщин у включеннях, умови утворення яких пов'язані з концентраціями напружень в сталевій матриці і можливостями їх пластичної релаксації при різних температурах і швидкостях деформації (табл. 4.1).

На величину $\epsilon_{кр}$ впливає також режим попереднього лазерного впливу. Аналіз результатів досліджень показав, що значення $\epsilon_{кр}$ зростають при усіх режимах лазерного впливу, проте, мінімально вони підвищуються при граничних значеннях енергії лазерного імпульсу, і в більшій мірі - при $W_{\text{імп}} 18 \dots 25 \text{ Дж}$, що вказує на наявність інтервалу енергій імпульсного лазерного впливу, який дозволяє отримувати максимальне лазерне зміцнення сталевих матриці, в тому числі, поблизу включень (табл. 4.2). Вплив часу попереднього лазерного впливу проявляється у тому, що з його збільшенням величина $\epsilon_{кр}$ зростає завдяки більш ефективному лазерному зміцненню сталевих матриці.

Критичний розмір включень оксидів, поблизу яких виникають крихкі тріщини, залежить від температури і збільшується від 20 мкм при 25°C до 30 мкм при 1100°C . Попереднє лазерне опромінення призводить до зростання

критичного розміру включень, який для випадку утворення порожнин при звичайному розтягуванні становив 6 ... 12 мкм [18, 19, 38, 51]. Швидкість зростання крихких тріщин від включень оксидів в сталеву матрицю зменшується при підвищенні температури деформації, але при усіх температурах випробування залишається вище, ніж швидкість зростання порожнин без опромінення [18, 19, 38, 51]. Поширення тріщин від включень в глибину матриці при їх об'єднанні породжує магістральну тріщину.

Таблиця 4.2.

Величина критичного ступеня деформації $\varepsilon_{кр}$, % для різних типів включень в сталі 08Ю при температурі 600⁰С і різних режимах попередньої лазерної обробки (для V₂)

W _{імп} , Дж	t _{імп} · 10 ⁻³ , с	Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃	(Fe, Mn)S
10	1,0	6	10
	3,6	7	14
18	1,0	12	16
	3,6	14	18
25	1,0	12	17
	3,6	15	22
30	1,0	10	15
	3,6	12	19

Оксиди TiO, TiO₂, FeO-TiO₂ в сталі 08Т, які не схильні до утворення порожнин при звичайному розтягуванні, після лазерного опромінення вели себе подібно оксидам і шпінелі в сталях 08Ю, 08Х, 12ГС, ШХ15. Таким чином, лазерний вплив у разі включень з титаном не змінив їхньої поведінки при різних швидкостях пластичної деформації, що збігається з результатами, наведеними в роботах [18, 19, 38, 51].

Швидкість зростання крихких тріщин від включень оксидів в сталеву матрицю зменшується при підвищенні температури деформації, але при усіх температурах випробування і швидкостях деформації залишається вище, ніж швидкість зростання порожнин без опромінення.

Таким чином, і в зоні лазерного опромінення, і поза нею локалізація деформації поблизу включень викликала появу мікроруйнувань. Якщо для досліджених сталей і включень без впливу лазера характерно зародження в'язких порожнин, то лазерне опромінення сприяє утворенню крихких тріщин і розшарувань уздовж границь включення-матриця, тобто зміні типу мікроруйнування. Швидкісний масообмін атомами між включеннями і сталевую матрицею через міжфазні границі в момент лазерного впливу змінив стан останніх. Особливо це стосується незмочуваних включень і таких, що погано змочуються рідкою сталлю. Взаємний обмін атомами включень і матриці в результаті поперечної дифузії привів до поліпшення зчеплення на границях розділу, мабуть, в результаті локального дифузійного мікрозварювання, а також появи нових міжфазних дефектів в екстремальних умовах ЛТО.

Таким чином, лазерна обробка викликала потужні процеси масоперенесення, а також перебудови дефектної структури границь включення-матриця. Крім того, при різкому нагріванні і охолодженні може бути реалізована можливість хороших сполучень решіток включення і матриці в результаті зсувового сполучення фаз на границі їх розділу. Навіть при наявності однакового типу решіток у включення і матриці з різними періодами і міжплощинними відстанями для отримання позиції точної відповідності одна з решіток повинна бути продеформована шляхом всебічного розтягування або стиснення. Наявність домішок на границях розділу включення-матриця сприяла їх зміцненню, тому що ускладнювала перебіг релаксаційних процесів, здатних зменшити компоненту внутрішніх напружень, що розтягують. Все це свідчить про складний механізм релаксаційних процесів на границях, що мають, вочевидь, зсувово - «дифузійний» характер.

Якщо включення при звичайному розтягуванні не схильні до утворення в'язких порожнин, наприклад, нітриди і оксиди титану, а також силікати, лазерний вплив, не змінюючи виду мікроруйнування, сприяє лише зміні параметрів їхнього зародження при подальшій пластичній деформації. Оскільки крихкі розшарування вздовж границь включення-матриця з'являються при більш

високих ступенях деформації, ніж в'язкі порожнини без опромінення, це свідчить про те, що локальне мікрозварювання включень з матрицею в момент лазерного впливу призводить до зміцнення сталі на ранніх етапах деформації, тобто підвищенню її тріщиностійкості.

Особливу увагу приділено дослідженню впливу попередньої лазерної обробки на механізм утворення мікроруйнувань поблизу включень при високотемпературній деформації ($1000 \dots 1250^\circ \text{C}$), коли відбувається просковзування уздовж границь включення-матриця (рис. 4.2, а). Це явище було виявлено в роботах [18, 19, 37].

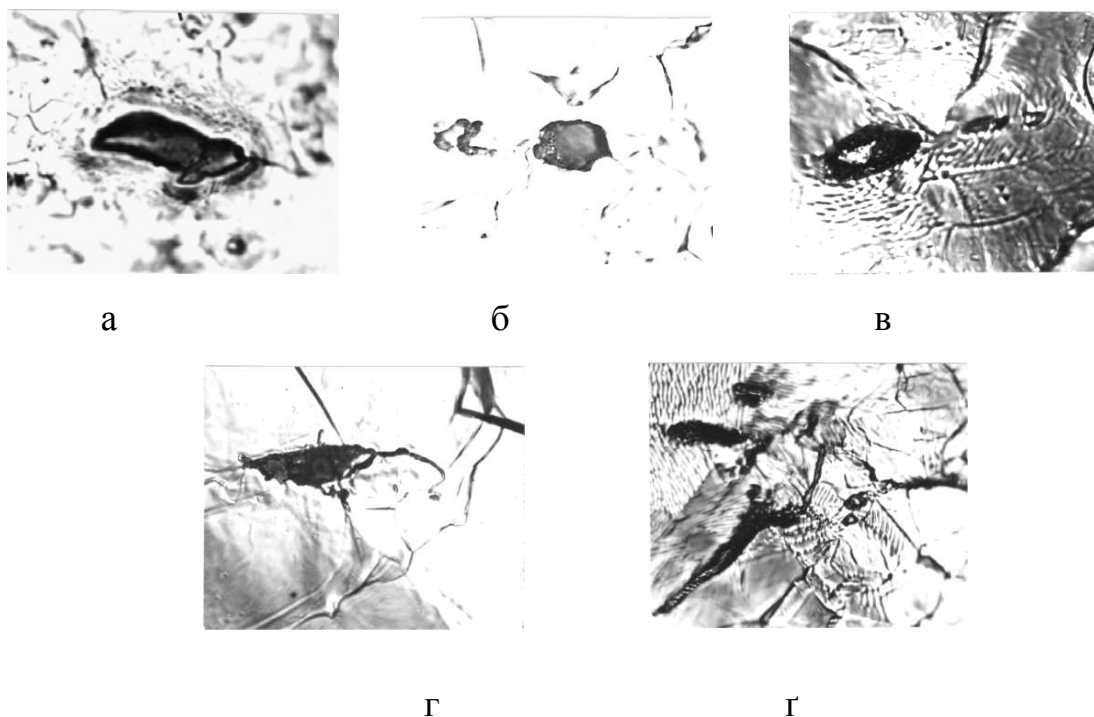


Рис. 4.2. Включення в колісній сталі R7 після гарячої деформації без попереднього лазерного впливу; а, б – $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; в – $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$; г – $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$; д – $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$; $\times 500$

Як було встановлено раніше [18, 19], поблизу усіх видів включень після ЛТО при високотемпературному розтягуванні спостерігали локалізацію деформації, що призводить до виникнення мікроруйнувань. Дослідження мікроруйнувань в колісній сталі, деформованої без попереднього лазерного впливу, дозволили отримати результати, що відповідають даним, отриманим в

роботах [18, 19, 38, 51]. Поблизу включень Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ виникли порожнини, що представляють собою в'язкі тріщини (рис. 4.2, б). Поблизу залізо-марганцевих сульфідів також спостерігали порожнини (рис. 4.2, в), крім того, в самих сульфідах іноді спостерігали тріщини. Залізо-марганцеві силікати при усіх температурах, незалежно від ступеня їх пластичності не проявили схильності до утворення порожнин, в них виникали крихкі тріщини (рис. 4.2, г). При температурах плавлення легкоплавких сульфідних евтектик в сталі виникали порожнини, що заповнені розплавом, від яких розвивалися тріщини (рис. 4.2, г).

Визначено критичні ступені деформації $\epsilon_{\text{кр}}$, при досягненні яких виникали мікроруйнування поблизу включень без попереднього лазерного впливу (табл. 4.3). Очевидно, чим вище температура деформації, тим більше величина критичного ступеня деформації $\epsilon_{\text{кр}}$ для усіх видів включень і мікроруйнувань. Однак при плавленні сульфідів і силікатів величина $\epsilon_{\text{кр}}$ різко знижується внаслідок розвитку червоноламкості [18, 19, 38, 51]. У той же час виявився вплив швидкості деформування (швидкості переміщення захоплень V_1 , V_2 , V_3) на величину $\epsilon_{\text{кр}}$, при досягненні якої виникають мікроруйнування поблизу включень. При переході від V_1 до V_2 його величина зростає у зв'язку зі збільшенням інтенсивності просковзування, що сприяє деформаційному зміцненню міжфазних границь включення-матриця; при переході від V_2 до V_3 величина $\epsilon_{\text{кр}}$ знову знижується через ускладнення перебігу динамічних релаксаційних процесів в границях включення-матриця (табл. 4.3).

У цьому дослідженні біля включень оксидів Al_2O_3 , $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, сульфідів, сульфідних евтектик FeS-FeO , $(\text{Fe,Mn})\text{S-FeS}$, які не перебувають в зоні лазерного опромінення, при подальшій гарячій деформації з'явилися порожнини. У той же час ні біля одного включення в межах плям опромінення порожнин не було. Спостерігалася яскраво виражена локалізація гарячої деформації матриці при ступенях деформації до 30 ... 35% [18, 19, 38, 51]. Подальше підвищення ступеня деформації призвело до утворення уздовж міжфазних границь тонких розшарувань, що представляють собою крихкі тріщини (рис. 4.3). Вони з'являлися в зоні лазерного впливу біля включень оксидів, сульфідів і силікатів. На

завершальних етапах деформації, що передують руйнуванню зразків, в матриці поблизу включень спостерігалися крихкі тріщини, які були продовженням крихких розшарувань на міжфазних границях, або виникали біля включень внаслідок гальмування зрушень в матриці. Розвиток цих тріщин призводив до макроруйнування зразків.

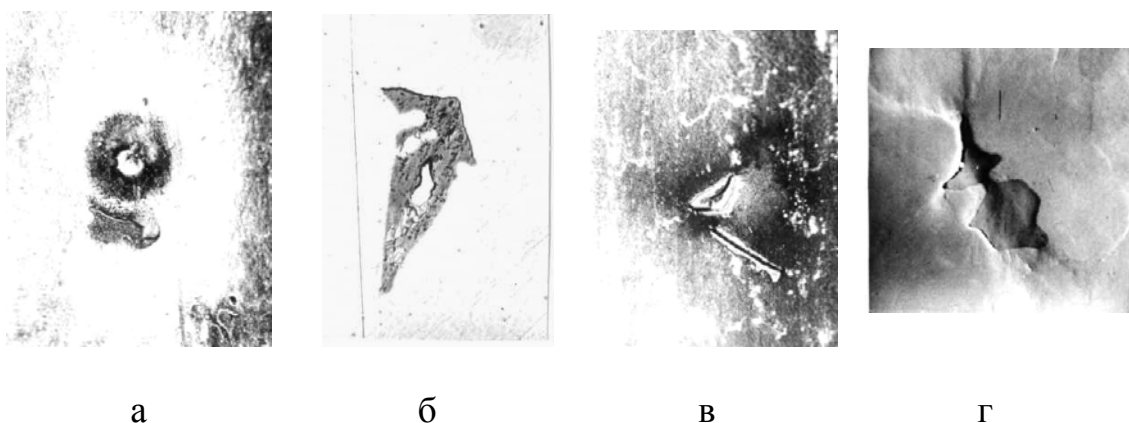


Рис. 4.3. Включення після лазерної дії і деформації в колесній сталі R7: а – $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$; б – $\text{FeS}-(\text{Fe},\text{Mn})\text{S}$; в, г – $(\text{Fe},\text{Mn})\text{S}$; $\times 500$

Критичний ступінь деформації $\epsilon_{\text{кр}}$, при досягненні якого поблизу включень оксидів і сульфідів зароджуються тріщини після попереднього лазерного впливу, залежить від температури деформації (табл. 4.3). Очевидно, що значення $\epsilon_{\text{кр}}$ в разі попереднього лазерного впливу для усіх типів включень суттєво вище, ніж без ЛТО; це пояснюється впливом попереднього лазерного зміцнення границь включення-матриця.

Виявився вплив швидкості деформування (швидкості переміщення захоплень V_1 , V_2 , V_3) на величину критичного ступеня деформації $\epsilon_{\text{кр}}$, при досягненні якого виникають мікроруйнування поблизу включень після попередньої ЛТО. При переході від V_1 до V_2 його величина зростає у зв'язку зі збільшенням інтенсивності просковзування, що сприяє деформаційному зміцненню і пластичній релаксації міжфазних границь включення-матриця; при переході від V_2 до V_3 величина $\epsilon_{\text{кр}}$ знову знижується через ускладнення перебігу динамічних релаксаційних процесів в границях включення-матриця (табл. 4.3).

Таблиця 4.3.

Величини критичного ступеня деформації $\epsilon_{кр}$,%, при досягненні якого виникають мікроруйнування поблизу включень в колісній сталі R7 при різних швидкостях деформування (V_1, V_2, V_3) без ЛТО і після ЛТО по режиму $W_{імп} = 25$ Дж, $\tau_{імп} = 3,6 \cdot 10^{-3}$ с

Включение, Дефект	Температура деформации, °С								
	1000			1100			1200		
	V_1	V_2	V_3	V_1	V_2	V_3	V_1	V_2	V_3
$Al_2O_3, MnO \cdot Al_2O_3$ порожини без ЛТО	17	22	18	22	28	24	30	36	32
$(Fe,Mn)S$ порожини без ЛТО	24	29	25	28	33	30	8	14	10
							Оплав		
$(Fe,MnO) \cdot SiO_2$ тріщини у включенні без ЛТО	5	9	7	22	30	25	25	35	28
$Al_2O_3, MnO \cdot Al_2O_3$ крихкі розшарування на границях включення- матриця після ЛТО	25	30	26	32	42	33	35	42	38
$(Fe,Mn)S$ крихкі розшарування на границях включення- матриця після ЛТО	30	35	31	35	46	38	15	20	14
							Оплав		
$(Fe,MnO) \cdot SiO_2$, тріщини у включенні після ЛТО	14	22	16	25	37	30	29	42	35

На величину $\epsilon_{кр}$ впливає також режим попередньої лазерної обробки. Аналіз результатів досліджень показав, що значення $\epsilon_{кр}$ зростають при усіх режимах лазерного впливу, проте, мінімально вони підвищуються при граничних значеннях енергії лазерного імпульсу, і в більшій мірі - при $W_{імп} = 18 \dots 25$ Дж, що вказує на наявність інтервалу енергій імпульсного лазерного впливу, який дозволяє отримувати максимальне лазерне зміцнення границь включення-матриця (табл. 4.4). Вплив часу попередньої лазерної обробки проявляється в

тому, що з його збільшенням величина $\varepsilon_{кр}$ зростає завдяки більш ефективному лазерному зміцненню границь включення-матриця. Ці дані узгоджуються з результатами за впливом режиму ЛТО на параметри просковзування уздовж границь включення-матриця [37]. Критичний розмір включень оксидів, поблизу яких виникають крихкі тріщини, залежить від температури і суттєво зростає після ЛТО у порівнянні з критичними розмірами включень при утворенні порожнин без ЛТО (табл. 4.5).

Таблиця 4.4.

Величина критичного ступеня деформації $\varepsilon_{кр}$, % для різних типів включень в колісній сталі R7 при температурі 1100⁰C і різних режимах попередньої лазерної обробки (для V₂)

W _{імп} , Дж	t _{імп} · 10 ⁻³ , с	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

Слід зазначити, що режим попередньої лазерної дії практично не впливав на критичний розмір включень (табл. 4.6). Самі включення залишаються концентраторами напружень в сталі при будь-яких умовах навантаження, величина яких визначається розміром включення [18, 19, 38, 51].

Вплив температури деформації на критичний розмір включень D_v і зміна розміру порожнини $d_{\text{пор}}$ або крихкого розшарування $l_{\text{крих}}$ зі збільшенням ступеня деформації колісної сталі R7

Включення, дефект,	$t, ^\circ\text{C}$	$D_v,$ мкм	$\varepsilon, \%$	Параметр дефекта, $d_{\text{пор}}, l_{\text{крих}}, \text{мкм}$	
				$d_{\text{пор}}$	$L_{\text{крих}}$
MnO·Al ₂ O ₃ , порожина без ЛТО	1000	11	10	3	-
			20	8	-
			40	12	-
	1100	12	10	12	-
MnO·Al ₂ O ₃ , крихке розш. після ЛТО, $W_{\text{імп}} = 25 \text{ Дж},$ $T_{\text{імп}} = 3,6 \cdot 10^{-3} \text{ с}$	1000	20	22	-	4
			30	-	16
			40	-	32
	1100	25	22	-	6
FeS-(Fe,Mn)S, порожина без ЛТО	1000	15	10	3	-
			20	10	-
			40	18	-
	1100	18	10	4 (оплав)	-
FeS-(Fe,Mn)S, крихке розш. після ЛТО, $W_{\text{імп}} = 25 \text{ Дж},$ $T_{\text{імп}} = 3,6 \cdot 10^{-3}$	1000	25	22	-	2
			30	-	20
			40	-	35
	1100	28	22	-	0 (розпл)

	1200	38	22	-	0 (розпл)
--	------	----	----	---	--------------

Таблиця 4.6.

Значення критичного розміру включення $MnO \cdot Al_2O_3$ D_v і довжини крихкого розшарування $L_{крих}$ в колісній сталі R7 при температурі $1100^{\circ}C$ і різних режимах попередньої лазерної обробки (для V_2)

$W_{имп}, Дж$	$\tau_{имп} \cdot 10^{-3}, с$	$D_v, мкм$	$L_{крих}, мкм$
10	1,0	22	15
	3,6	24	16
18	1,0	25	17
	3,6	24	16
25	1,0	24	15
	3,6	25	16
30	1,0	25	17
	3,6	26	16

Очевидно, режими попередньої лазерної обробки, а також структура градієнтних і композитних зон, що утворилися в сталевій матриці поблизу неметалевих включень, впливають на процес розвитку тріщин при різних умовах температурно-деформаційного впливу.

4.2. Вплив структури градієнтних і композитних зон, що утворилися при лазерному впливі, на розвиток тріщин

Швидкість зростання крихких тріщин від включень оксидів в матрицю зменшується при підвищенні температури деформації, але при усіх температурах випробування залишається вище, ніж швидкість зростання порожнин без опромінення (табл. 4.5). Виняток становить швидке зростання дефектів у разі плавлення включень в процесі гарячої деформації як без попереднього лазерного

впливу, так і після нього (табл. 4.5). Вплив режиму попередньої ЛТО на швидкість росту крихких розшарувань не виявлено, так як їх розвиток на границях включення-матриця практично не пов'язаний з розвитком деформації в навколишній матриці і просковзуванням на цих границях, що доводить крихку природу цих тріщин (табл. 4.6).

У випадках, коли поблизу включень після ЛТО виникали зони насичення сталевोї матриці елементами включень (пересичені тверді розчини), що не мають ознак градієнтних або композитних структур, крихкі розшарування на границях включення-матриця зростають практично миттєво, тоді як порожнини без попередньої ЛТО розвиваються значно повільніше при усіх температурах в результаті пластичної деформації матриці. Подальший розвиток деформації стали призводить до проникнення тріщин від включень в матрицю, причому виявлені три варіанти їх розвитку. Перші два етапи пов'язані з мікроруйнуваннями, які утворилися раніше, оскільки крихкі розшарування і тріщини з включень можуть продовжуватися в матрицю. Крім того, поблизу включень, як правило, біля їхніх кінців або гострих кутів, з'являються тріщини, які не пов'язані з мікроруйнуваннями, що виникли на більш ранніх етапах деформації. Кількість етапів, як і в разі розтягування без опромінення, залишилася колишнім, однак їх характер і параметри розвитку істотно змінилися. Лазерне опромінення сприяло збільшенню критичних розмірів включень усіх типів і ступеня деформації, коли зароджувалися мікроруйнування.

Однак, при наявності після ЛТО зон насичення сталевोї матриці елементами включень, що мають градієнтну, композитну структуру, або структуру змішаного типу (див. гл. 3.2), розвиток тріщин має свої особливості. Поширення тріщин від включень сповільнюється в зонах пластичної релаксації напружень (рис. 4.4, а), а також завдяки подрібненню зерен структури сталевोї матриці внаслідок розвитку швидкісної лазерної рекристалізації (рис. 4.4, б). Крім того, в ділянках насичення сталевої матриці градієнтного (каскадного) типу відбувалася зміна напрямку розвитку тріщин, що пов'язане з переходом від одного шару до іншого, які мають різний хімічний склад, а, значить, і різні міцність і пластичні властивості

(рис. 4.4, в - д). Це сприяло вигину і переривчастому поширенню тріщин, а також гальмуванню їх розвитку.

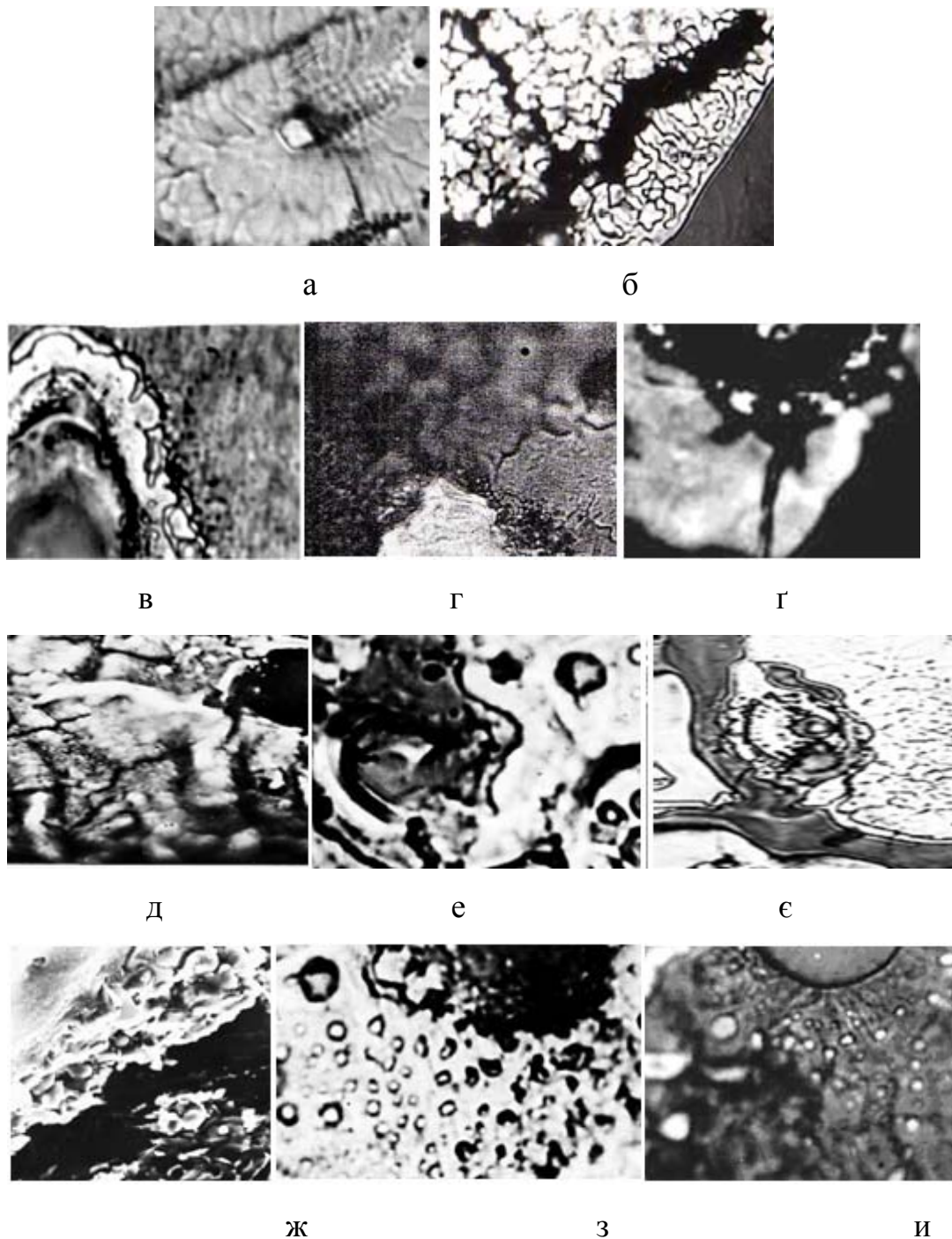


Рис. 4.4. Розвиток тріщин в зонах насичення сталевोї матриці компонентами включень різних типів в процесі деформації при температурах 25 (а, г, е, й, м), 600 (б, є, з, н), 900 (г, д, ж, и) и 1100 °С (в, і, к, л, о, п): x500x4

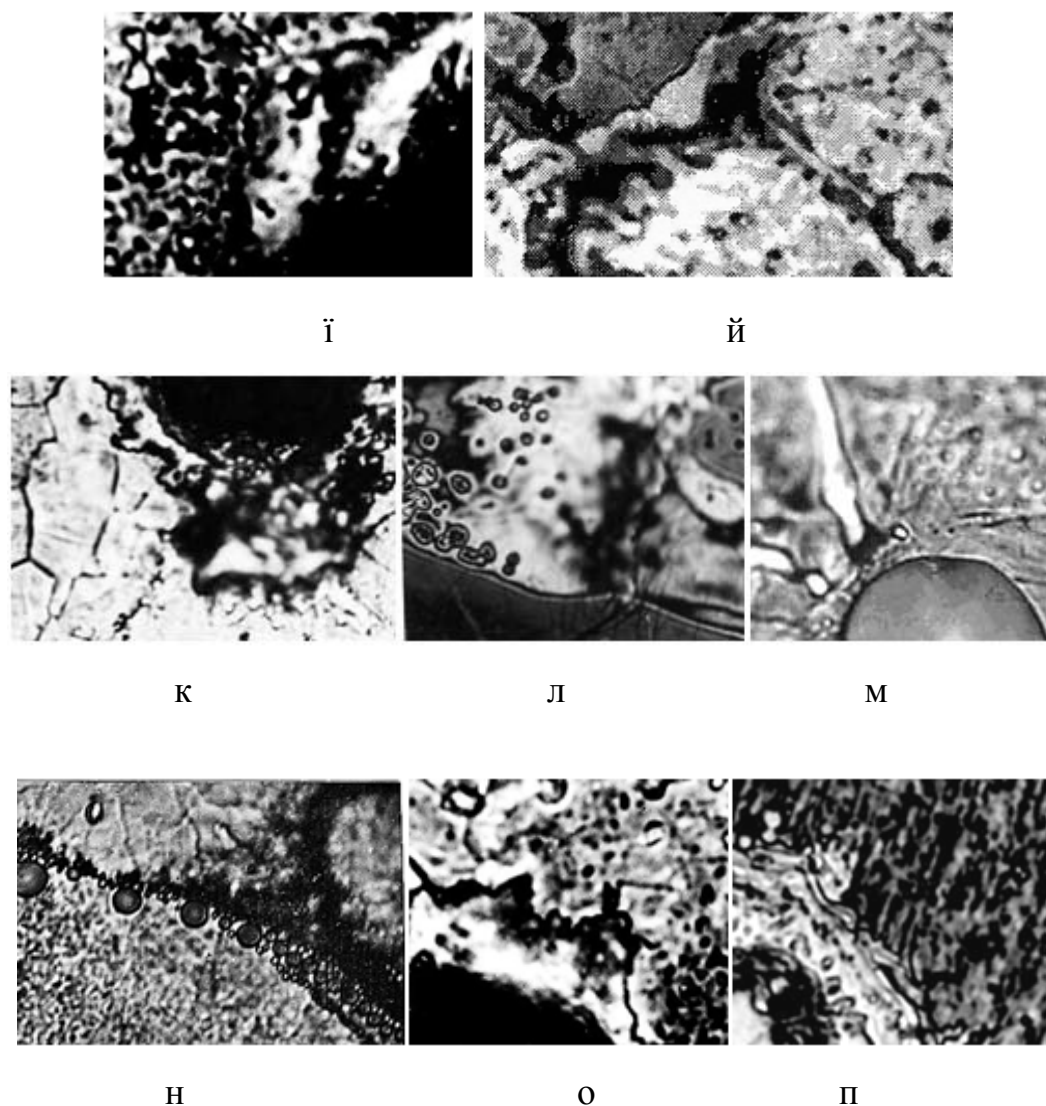


Рис. 4.4. Продовження.

У ділянках насичення сталевोї матриці плямистого типу також спостерігали вигин тріщин і навіть гальмування їх розвитку (рис. 4.4, е, є), що пов'язано з різним хімічним складом, а, значить, і різними характеристиками міцності і пластичних властивостей окремих «плям» насичення.

У ділянках насичення сталевої матриці зі структурою дисперсного композиту спостерігали вигин тріщин і гальмування їх росту при зустрічі з дисперсними «сателітними» частинками (рис. 4.4, ж - й). Очевидно, в цих випадках виявляється вплив полів напружень поблизу дисперсних «сателітних» частинок, які взаємодіють з полем напружень в руслі зростаючої тріщини. Нарешті, в ділянках насичення сталевої матриці, що мають структуру комбінованого типу, також спостерігали вигин тріщин і гальмування їх розвитку (рис. 4.4, к -п). У цих

випадках виявляється дія декількох факторів, пов'язаних з впливом розподілу напружень і відмінністю хімічного і фазового складу окремих зон насичення.

Таким чином, лазерне опромінення сприяє утворенню крихких тріщин і розшарувань уздовж границь включення-матриця, тобто зміні типу мікроруйнування поблизу включень, які схильні до утворення порожнин при звичайному розтягуванні. Крім того, виявляється вплив градієнтних, плямистих і композитних зон насичення сталеві матриці на поширення тріщин від включень, яке пов'язане з їх гальмуванням в межах цих ділянок. Зони насичення сталеві матриці градієнтного, плямистого, дисперсного та змішаного типів, як правило, є перешкодою для поширення тріщин від включень в глибину сталеві матриці.

Попередній лазерний вплив призводить до того, що при гарячій деформації сталі відбувається стримування просковзування уздовж границь включення-матриця, а крихкі розшарування уздовж границь включення-матриця з'являються при більш високих ступенях деформації, ніж в'язкі порожнини без опромінення. Тому можна говорити про те, що контактна взаємодія включень з матрицею в момент лазерного впливу призводить до зміцнення як границь включення-матриця, так і до зміцнення сталі на певних етапах деформації, тобто підвищенню її тріщиностійкості. Існує інтервал енергії лазерного імпульсу - 18 ... 25 Дж, що забезпечує максимальне лазерне зміцнення границь включення-матриця, що проявляється в зміні параметрів утворення крихких розшарувань при гарячій деформації.

Слід зазначити, що при гарячій деформації без попередньої ЛТО процес просковзування уздовж границь включення-матриця передуює в'язкому розшаруванню цих границь в результаті утворення порожнин (в'язких тріщин). При цьому схема трансформації міжфазної границі виглядає наступним чином (рис. 4.5, а): границя в'язко розділяється на берега порожнини, до яких в разі недеформівного або пластичного включення прилягають зони просковзування і акомодативної деформації в ділянках матриці (і в пластичному включенні). Таке поєднання пластичних процесів релаксації напружень в границях включення-

матриця (просковзування і утворення в'язких тріщин) виглядає природним в умовах гарячої деформації.

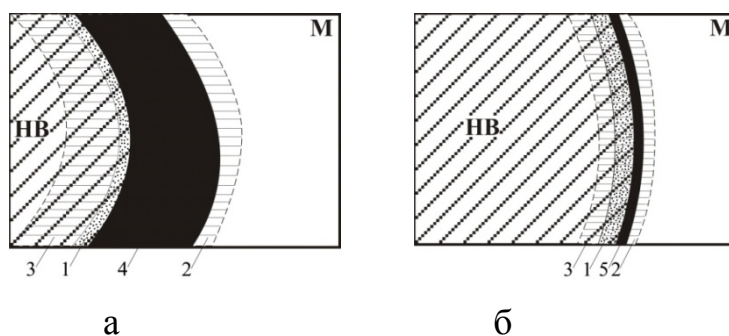


Рис. 4.5. Схеми трансформації границь включення-матриця при

просковзуванні і утворенні порожнини (а,) або крихкого розшарування (б): 1 - границя включення-матриця, 2 - зона приграничної деформації в матриці, 3 - зона приграничної деформації у включенні, 4 - порожнина, 5 - крихке розшарування.

На рис. 4.6 наведені схеми трансформації границь включення-матриця в процесі просковзування і руйнування після попереднього лазерного впливу, що призвів до формування складних композитних і градієнтних структур різних типів (див. рис. 3.14 - 3.16). Очевидно, такі складні локальні структури міжфазних границь і приграничних зон ускладнюють процес просковзування і сприяють формуванню крихких мікроруйнувань як уздовж границь включення-матриця, так і в межах приграничних зон у зв'язку з їх структурною неоднорідністю незалежно від рівня пластичності неметалевого включення.

Лазерний вплив призвів до своєрідної поведінки границь включення-матриця при гарячій деформації. У їх поведінці поєднуються, на перший погляд несумісні процеси, а саме просковзування - пластична релаксація напружень, і крихке розшарування – тендітна (крихка) релаксація напружень в досліджуваних границях. Таке поєднання процесів обумовлено швидкісним лазерним зміцненням границь включення-матриця, що виявляється в стримуванні просковзування і зародження мікроруйнувань шляхом тендітної (крихкої) декогезії міжфазних границь, що призводить до утруднення формування в'язких

тріщин і після накопичення напружень в границях в результаті деформаційного зміцнення - до зміни механізму утворення мікроруйнувань поблизу включень .

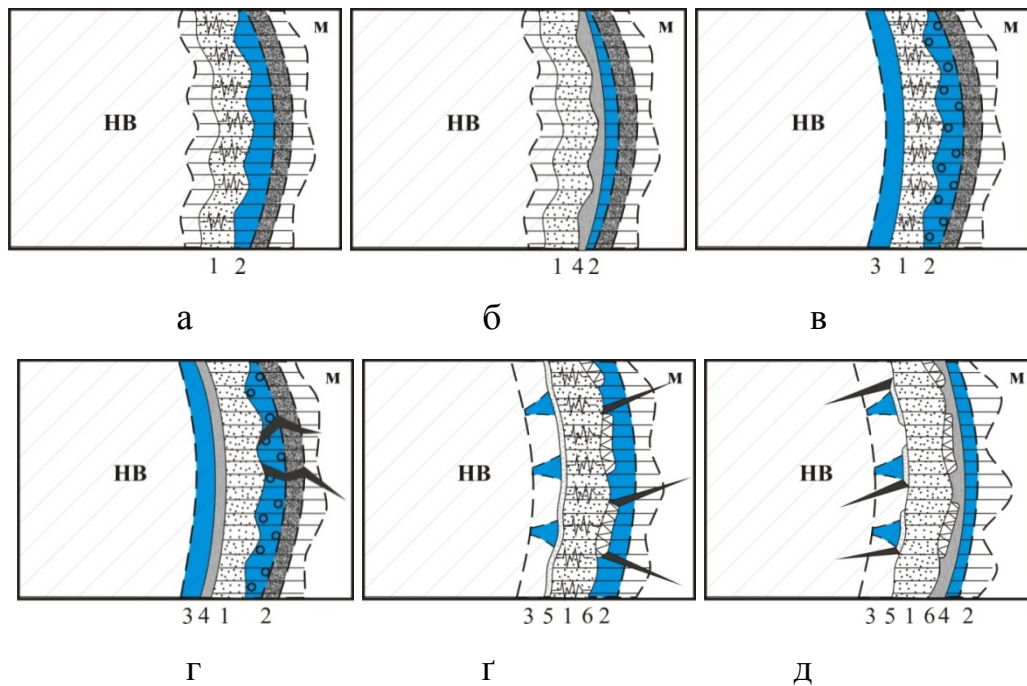


Рис. 4.6. Схемы трансформации границ включение-матрица в процессе проскальзывания и разрушения после предварительной ЛТО: 1 – граница включение-матрица, 2 – зона насыщения матрицы элементами включения, 3 – зона насыщения элементами матрицы во включении, 4 – хрупкое расслоение, 5 – сегрегация примеси, 6 – граничная фаза

Лазерна дія призвела до отримання міжфазних границь включення-матриця, що володіють підвищеною стійкістю до деформуючих високотемпературних впливів, а також здатних ефективно розсіювати енергію, яка підводиться ззовні в момент піку напружень за допомогою пластичної релаксації в результаті просковзування. Однак при вичерпанні запасу пластичності цих границь відбувається крихке розшарування як в разі недеформівних, так і пластичних включень. До берегів крихкої тріщини (розшарування) прилягають зони просковзування і акомодатійної деформації з боку матриці (і пластичного включення) (рис. 4.5, б).

Таким чином, встановлено вплив температурно-швидкісного режиму деформування, а також енергії лазерного імпульсу і тривалості впливу на параметри зародження і розвитку тендітних (крихких) розшарувань.

Вивчено трансформація границь включення-матриця при високотемпературному крихкому розшаруванні, що поєднує пластичну і тендітну релаксацію напружень в досліджуваних границях, обумовлену їх швидкісним лазерним зміцненням. Визначено інтервал енергій лазерного імпульсу (18 ... 25 Дж), при яких ці ефекти виражені максимально. Стабільність лазерного зміцнення границь включення-матриця визначається цим інтервалом енергії імпульсу і збільшується при збільшенні тривалості імпульсу випромінювання. Показано, що при комбінованій обробці сталі ЛТО + високотемпературна деформація реалізуються два механізми зміцнення міжфазних границь включення-матриця: лазерне (високошвидкісне термічне, яке є багатofакторним процесом) і деформаційне.

4.1. Висновки по розділу 4.

1. Вивчено особливості утворення тріщин поблизу включень в інтервалах температур деформації, коли зміна пластичності сталевих матриць визначає параметри утворення мікроруйнувань поблизу включень без протікання просковзування уздовж границь включення-матриця (25 ... 900 ° С) і при реалізації цього процесу (1000 ... 1250 ° С). Встановлено вплив температурно-швидкісного режиму деформування на утворення тріщин без лазерного впливу і після нього, а також енергії лазерного імпульсу і тривалості впливу на параметри зародження і розвитку тендітних (крихких) розшарувань уздовж міжфазних границь включення-матриця.

2. В інтервалі температур 25 ... 900 ° С при різних швидкостях деформації показано, чим вище температура деформації, тим більше величина критичного ступеня деформації $\epsilon_{кр}$ для усіх видів включень і мікроруйнувань. Виявився вплив швидкості деформування на величину $\epsilon_{кр}$, при досягненні якої виникають мікроруйнування поблизу включень після попередньої ЛТО. При 25 ° С зі

збільшенням швидкості деформації від V_1 - 800 мм / хв до V_3 - 2000 мм / хв величина $\epsilon_{кр}$ монотонно зменшується у зв'язку з інтенсифікацією пластичної деформації і розвитком деформаційного зміцнення сталевोї матриці. При 600 ° С величина $\epsilon_{кр}$ при всіх швидкостях деформації вище, ніж при 25 ° С, однак при V_1 і V_2 (1680 мм / хв), коли встигає проходити динамічне знеміцнення сталевої матриці, критичний ступінь деформації вище, ніж при V_3 , коли динамічне відновлення структури сталевої матриці утруднено. При 900 ° С при швидкостях деформації $V_2 \dots V_3$ динамічне знеміцнення сталевої матриці проходить більш інтенсивно, ніж при 600 ° С, що призводить до зростання величини критичного ступеня деформації. Аналогічні закономірності проявляються при виникненні тріщин у включеннях.

3. На величину критичного ступеня деформації $\epsilon_{кр}$ в інтервалі температур 25 ... 900 ° С впливає режим попереднього лазерного впливу. Значення $\epsilon_{кр}$ зростають при усіх режимах лазерного впливу, проте, мінімально підвищуються при граничних значеннях енергії лазерного імпульсу, і в більшій мірі - при $W_{имп}$ 18 ... 25 Дж, що вказує на наявність інтервалу енергій імпульсного лазерного впливу, що дозволяє отримувати максимальне лазерне зміцнення сталевої матриці поблизу включень.

4. При високотемпературній деформації, коли відбувається просковзування уздовж границь включення-матриця (1000 ... 1250 ° С), встановлено вплив температурно-швидкісного режиму деформації на параметри утворення тріщин поблизу включень без лазерного впливу і після нього, а також енергії лазерного імпульсу і тривалості впливу на параметри зародження і розвитку тендітних (крихких) розшарувань уздовж міжфазних границь включення-матриця. Значення $\epsilon_{кр}$, при досягненні якого утворюються тріщини при усіх вивчених швидкостях деформації у разі попереднього лазерного впливу для усіх типів включень суттєво вище, ніж без ЛТО, що пояснюється впливом попереднього лазерного зміцнення границь включення-матриця. Однак при плавленні сульфідів і силікатів величина $\epsilon_{кр}$ різко знижується внаслідок розвитку червоноламкості незалежно від попереднього лазерного впливу.

5. В інтервалі температур 1000 ... 1250 ° С при різних швидкостях деформації показано, що чим вище температура деформації, тим більше величина критичного ступеня деформації $\epsilon_{кр}$ для усіх видів включень і мікроруйнувань. Виявився вплив швидкості деформації на величину $\epsilon_{кр}$, після попередньої ЛТО. При переході від V_1 (800 мм / хв) до V_2 (1680 мм / хв) його величина зростає в зв'язку зі збільшенням інтенсивності просковзування, що сприяє деформаційному зміцненню і пластичній релаксації в міжфазних границях включення-матриця; при переході від V_2 до V_3 (2000 мм / хв) величина $\epsilon_{кр}$ знижується через ускладнення перебігу динамічних релаксаційних процесів в границях включення-матриця.

6. В інтервалі температур 1000 ... 1250 ° С при різних швидкостях деформації встановлено вплив режиму попередньої лазерної обробки на величину критичного ступеня деформації $\epsilon_{кр}$, який зростає при усіх її режимах з підвищенням температури деформації, однак, мінімально він підвищується при граничних значеннях енергії лазерного імпульсу (10 і 30 Дж), і в більшій мірі - при $W_{имп} = 18 \dots 25$ Дж, що вказує на наявність інтервалу енергій імпульсного лазерного впливу, що дозволяє отримувати максимальне лазерне зміцнення границь включення-матриця. Зі збільшенням часу попереднього лазерного впливу величина $\epsilon_{кр}$ зростає завдяки більш ефективному лазерному зміцненню границь включення-матриця.

7. Лазерний вплив призвів до своєрідної поведінки границь включення-матриця при гарячій деформації, коли в їх поведінці поєднуються, на перший погляд несумісні процеси, а саме просковзування - пластична релаксація напружень, і крихке розшарування - тендітна релаксація напружень в досліджуваних границях. Це обумовлено швидкісним лазерним зміцненням границь включення-матриця, що виявляється в стримуванні просковзування і зародження мікроруйнувань шляхом тендітної декогезії міжфазних границь, що призводить до зміни механізму утворення мікроруйнувань поблизу включень.

8. Вивчена трансформація границь включення-матриця при високотемпературному крихкому розшаруванні, що поєднує пластичну і тендітну

релаксацію напружень в досліджуваних границях, обумовлену їх швидкісним лазерним зміцненням. Визначено інтервал енергій лазерного імпульсу (18 ... 25 Дж), при яких ці ефекти виражені максимально. Стабільність лазерного зміцнення границь включення-матриця визначається цим інтервалом енергій імпульсу і збільшується при збільшенні тривалості імпульсу випромінювання. Показано, що при комбінованій обробці сталі ЛТО + високотемпературна деформація реалізуються два механізми зміцнення міжфазних границь включення-матриця: лазерне (високошвидкісне термічне, яке є багатofакторним процесом) і деформаційне.

9. Встановлено, що структура зон насичення сталевोї матриці поблизу включень, яка отримана при лазерному впливі, впливає на розвиток тріщин. У випадках, коли поблизу включень після ЛТО виникали пересичені тверді розчини, які не мають ознак градієнтних або мікрокомполітичних структур, крихкі розшарування на границях включення-матриця виростають практично миттєво, тоді як порожнини без попередньої ЛТО розвиваються значно повільніше при усіх температурах і швидкостях деформації. Виявляється вплив структури градієнтних, плямистих і мікрокомполітичних зон насичення сталевої матриці на поширення тріщин від включень, пов'язане з їх гальмуванням, що обумовлено зміною швидкості і напряму їх розвитку завдяки наявності ділянок з різним хімічним складом, подрібнення зерен структури матриці в результаті швидкісної рекристалізації, а також наявності дисперсних «сателітних» частинок.

РОЗДІЛ 5. ДОСЛІДЖЕННЯ МОЖЛИВОСТІ ЛАЗЕРНОГО ЗМІЦНЕННЯ ЗОНИ ВИКРУЖКИ НА ПОВЕРХНІ КОВЗАННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

5.1. Проблема підрізу гребенів залізничних коліс при експлуатації

Залізничне колесо служить опорою екіпажу, елементом, що спрямовує при русі і гальмівним барабаном. Кожен з його елементів (обід, диск, маточина) має свої функції і відчуває властиві йому напруження. При експлуатації колесо знаходиться в складному напруженому стані, який визначається системою контактних, динамічних і циклічних напружень [114 - 116]. Динамічні напруження виникають від тиску колеса при його ковзанні по рейці, навантаження при ударах у місцях стиків рейок і ін. Контактні напруження обумовлені взаємодією колеса з рейкою і гальмівними колодками, коли виникають дотичні напруження і напруження від тепла тертя при гальмуванні. Теплові напруження, що діють у ободі і диску, є циклічними. Всі ці напруження викликають в колесі пружно-пластичні і теплові явища, сприяють втомним процесам у ободі і диску, підрізу гребеня і руйнуванню поверхні ковзання. У колесі при експлуатації виникають різного роду ушкодження: знос поверхні ковзання (зміна профілю поверхні ободу по колу ковзання), підріз гребенів, дефекти теплового впливу (повзуни, навари, гальмівні вищербини, термічні тріщини), утомлююче викришування, тендітні (крихкі) тріщини [115 - 118]. В останні роки різко виріс інтерес до вивчення механізму зносу поверхні ковзання, що пов'язане не тільки з необхідністю скорочення пов'язаних із зносом втрат, але також з розробкою ефективних методів підвищення довговічності коліс, забезпеченням надійності їх роботи, особливо в екстремальних умовах (великі навантаження, високі швидкості, підвищені температурні навантаження на затяжних спусках і т.д.). Цікавим є вивчення можливості додаткового лазерного зміцнення зони викружки з метою усунення підрізу гребенів

Важливу роль у розумінні механізму зносу коліс грає дослідження змін, що відбуваються в процесі експлуатації в поверхневих шарах ободів. Ці зміни пов'язані з розвитком пластичних зсувів від дії зовнішніх навантажень, теплових

напружень при гальмуванні, а також утворенням "білих шарів" при нагріванні металу від тепла гальмування і різкого охолодження при відключенні гальм [119 - 122].

При візуальному огляді колеса 1, що має плоско-конічний профіль поверхні ковзання [114] з сильно зношеним ободом на поверхні ковзання виявлені такі дефекти, як повзун, відшарування, наплив металу з поверхні ковзання на зовнішню бічну грань ободу, втомно-корозійний знос. В результаті напливу відбулося спотворення профілю колеса в процесі експлуатації. Макроструктурний аналіз поперечного темплету колеса 2 з комплексно-криволінійною поверхнею ковзання не виявив спотворення профілю колеса. У зоні викружки обох коліс спостерігається ділянку локалізованої деформації (рис. 5.1).

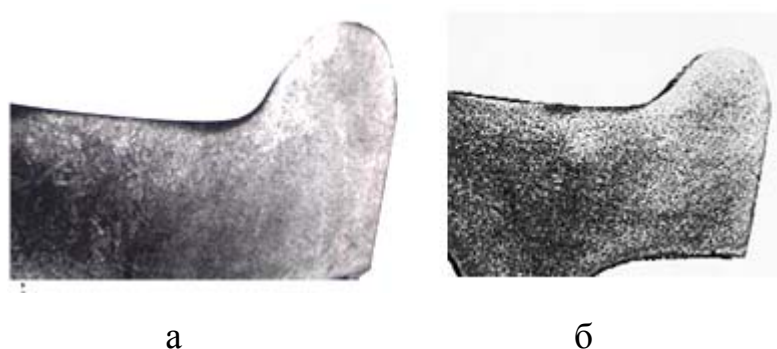


Рис. 5.1. Макроструктура зони викружки колеса 1 (а) и 2 (б) з зношеним ободом

Як було показано в роботах [119 - 120], мікроструктура ободів коліс поблизу поверхні ковзання характеризується наявністю зони деформованих зерен і ділянок "білого шару". Поява зони деформованих зерен пов'язана зі зминанням металу в контакт з рейкою від тиску. Пластичні зсуви в тонкому поверхневому шарі пройшли в умовах відносно високих тисків і температури, що циклічно змінюється. Характер мікроструктури свідчить про неоднорідне протікання пластичної деформації по перетину ободу, що пов'язано з неоднорідним розподілом контактних напружень: відомо, що в зоні викружки вони вище, ніж в середині поверхні ковзання [114 - 122]. У зоні викружки коліс 1 і 2, що мають різний профіль поверхні ковзання, зерна значно витягнуті і подрібнені (рис. 5.2, а,

г), при виході на поверхню ковзання зерна є крупнішими, ступінь витягнутості їх дещо знижується і стає все менше при підході до середини поверхні ковзання (рис. 5.2, б, г).

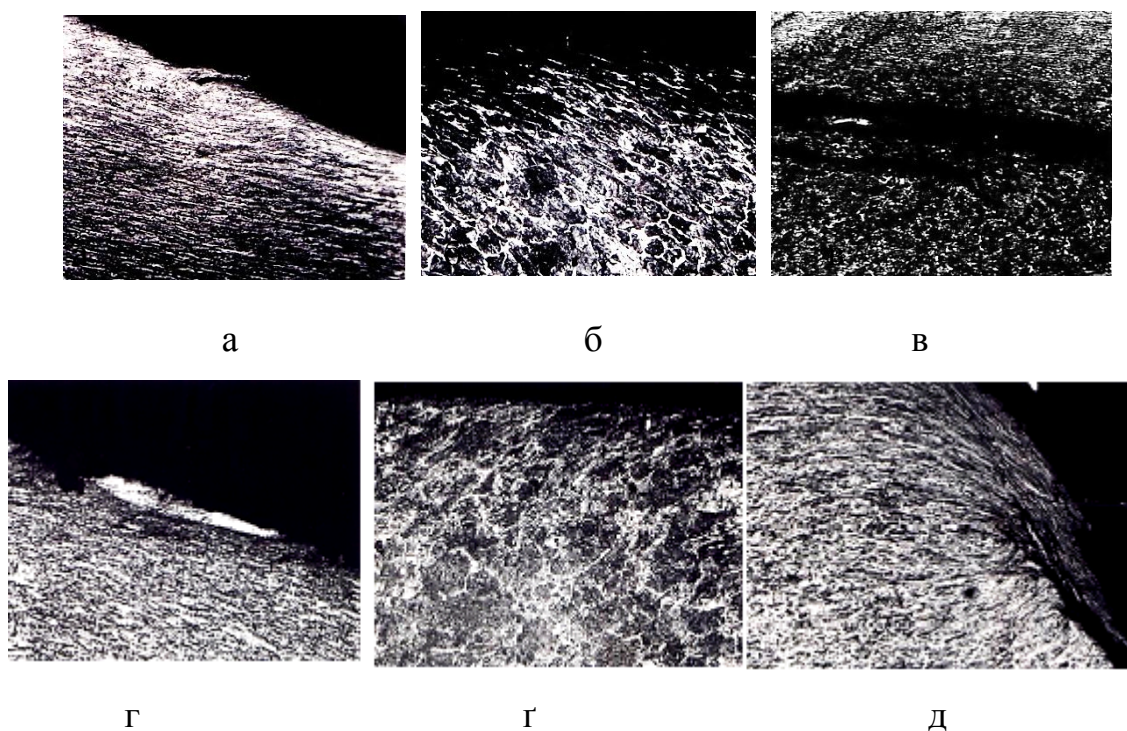


Рис. 5.2. Микроструктура різних участків изношенної поверхності катання колеса 1 (а – в) и 2 (г – е); $\times 200$

При видаленні від середини поверхні ковзання до протигребеневої бічної сторони ободу ступінь витягнутості зерен знову зростає і стає значною біля краю ободу. Характер структури в цій частині поверхні ковзання свідчить про значну течію сталі у цій зоні, що привела до зміни профілю колеса. У зоні напливу виявлені розшарування, які орієнтовані паралельно поверхні ковзання (рис. 5.2, в, д). Відомо, що в деформованому шарі металу на поверхні ковзання формується дислокаційна коміркова субструктура, що відповідає сильно деформованому стану металу [115 - 122]. Значення величин ступеня витягнутості зерен, глибини зони пластичних зсувів h і щільності дислокацій $\perp$ в різних ділянках поверхні ковзання коліс 1 і 2 наведені в табл. 5.1. Ступінь витягнутості зерен (ступінь деформації сталі ϵ) і глибина зони пластичної деформації h максимальні в зонах викружки і напливу біля краю ободу. Щільність дислокацій також не

однакова в різних місцях поверхні ковзання (табл. 5.1). Дані, які наведені табл. 5.1 свідчить про значну локалізацію пластичних зсувів у зоні викружки в процесі експлуатації. Як відомо, ділянки "білого шару" представляють собою безструктурний мартенсит - це тендітна (крихка) структурна складова, яка викрошується в процесі роботи колеса (рис. 5.2, г). З'являється "білий шар" внаслідок нагріву тонкого поверхневого шару від тепла гальмування до температури вище A_3 і подальшого різкого охолодження після відключення гальмівних колодок. Ширина "білого шару" h залежить від хімічного складу сталі.

Таблиця 5.1.

Значення параметрів мікроструктури ε , h і $\rho_{\perp}$ різних ділянок поверхні ковзання коліс з різним профілем поверхні ковзання

№ колеса	Параметр	Місце виміру по ширині ободу		
		Викружка	Середина	Наплив
1	ε , %	65...75	22...25	90
	h , мкм	300	60	600
	$\rho_{\perp}$, см ⁻²	$9,22 \cdot 10^{11}$	$3,732 \cdot 10^9$	$9,60 \cdot 10^{11}$
2	ε , %	60	10	80
	h , мкм	180	20...40	420
	$\rho_{\perp}$, см ⁻²	$6,54 \cdot 10^{10}$	$6,41 \cdot 10^8$	$8,0 \cdot 10^{11}$

Уздовж усієї поверхні ковзання обох зношених коліс зустрічаються мікротріщини та розшарування, які призводять до формування та відшарування частинок зносу або крихкому руйнуванню, у першу чергу, у зоні викружки (рис. 5.3, а, б), що на практиці викликає масові підрізи гребенів коліс. При наявності у поверхневому шарі неметалевих включень вони стають концентраторами напружень, і в процесі розвитку пластичних зсувів у зоні викружки вони є центрами зародження тріщин (рис. 5.3, в).

Перебіг інтенсивних пластичних зсувів в умовах дії досить високих контактних напружень призводить до інтенсивного зносу коліс з різним профілем поверхні ковзання. Особливо небезпечні процеси, що протікають у зоні викружки і призводять до підрізу гребенів. Ця проблема в даний час дуже актуальна.

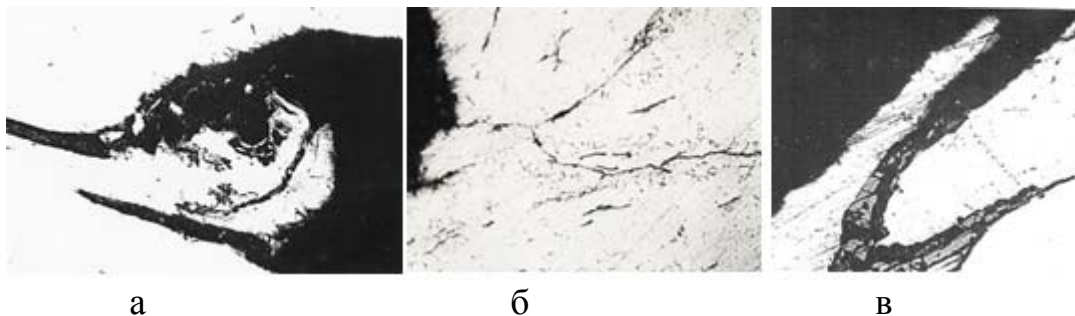


Рис. 5.3. Тріщини у зоні викружки коліс 1 (а, в) и 2 (в); x200

Цікавим є дослідити особливості впливу лазерної обробки на структуру колісної сталі, використовую результати досліджень, які викладені в роботах [123 - 138].

5.2. Вплив лазерної обробки на структуру і властивості колісної сталі

Результати вивчення характеру неоднорідного розвитку пластичних зсувів поблизу поверхні ковзання (див. гл. 5.1), а також механізму зносу залізничних коліс [115 - 122] показали доцільність додаткового зміцнюючого впливу на зону викружки за допомогою лазерної обробки. У цьому дослідженні не ставилося завдання отримання рекордно високої твердості на поверхні ковзання, оскільки таке завдання може вирішуватися при розробці режимів зміцнення пари тертя колесо-рейка, а твердість поверхні ковзання залізничного колеса $T_{в\text{кол}}$ не повинна бути вищою за твердість поверхні головки рейки $T_{в\text{рей}}$, а точніше - повинна відповідати співвідношенню $T_{в\text{кол}} / T_{в\text{рей}} = 0,9 \dots 1,0$.

Слід зазначити, що були спроби локального зміцнення гребенів коліс за допомогою плазмового впливу з метою боротьби з бічним зносом [139]. Крім того, нагрівання від ТВЧ успішно застосовується в залізничних депо при

відновленні зношеного профілю поверхні ковзання коліс рейкового транспорту [140 - 141].

Оскільки ободи залізничних коліс піддаються термічному зміцненню, необхідно дослідження структурних змін при лазерному впливі на попередньо термічно зміцнену колісну сталь. Крім того, для порівняння доцільно вивчити вплив лазерної обробки на структуру нормалізованої колісної сталі.

Мікроструктура ободу колеса 3 після гартування від температури 860 °С представляла собою перліт і ферит. Після відпуску отримали відпущений токондисперсний перліт (тростит) і дисперсні карбіди. При відпуску загартованої колісної сталі ставиться завдання підвищити пластичні властивості ободу і знизити залишкові напруження. Після гарячої деформації в інтервалі температур 1250 ... 850 °С і нормалізації диску від температури 850 °С отримали перліто-феритну структуру колісної сталі, яка відрізняється від структури термічно обробленої сталі більшими розмірами зерен перліту і фериту і меншим ступенем дисперсності перліту.

5.2.1. Обробка імпульсною лазерною дією

Дослідження структури зони лазерного гартування в режимі імпульсного впливу показало, що на поверхні зразків, як підданих, так і не підданих попередньому термічному зміцненню, з'являється безструктурного мартенситу (рис. 5.4, а, б), для якого характерні значні термічні і структурні напруження, які сприяють зміцненню сталі. Слід зазначити, що в структурі лазерно-загартованого шару присутня деяка кількість надлишкового фериту, що не встиг, очевидно, розчинитися при прискореному нагріванні. Двофазна лазерно-загартована структура спостерігалася при енергії імпульсу 10 ... 13,5 Дж, при більш високих значеннях енергії лазерного імпульсу 15 ... 25 Дж структура лазерно-загартованого шару була однофазною. При тому, рентгеноструктурний аналіз виявив невелику кількість аустеніту залишкового (5 ... 15%). Для рентгенограм, знятих після лазерного гартування, характерно розмиття мартенситних

рентгенівських ліній і фізичне розширення аустенітних ліній у порівнянні зі звичайним гартуванням.

Зміна мікротвердості сталі по глибині зони лазерного впливу приведена в табл. 5.2. Чим вище енергія імпульсу, тим більше середнє значення мікротвердості сталі і більше глибина зміцненого шару. При наявності в зміцненому шарі неметалевих включень спостерігали зони релаксації термічних напружень (рис. 5.4, в) і зони локального мікролегування (рис. 5.4, г - д).

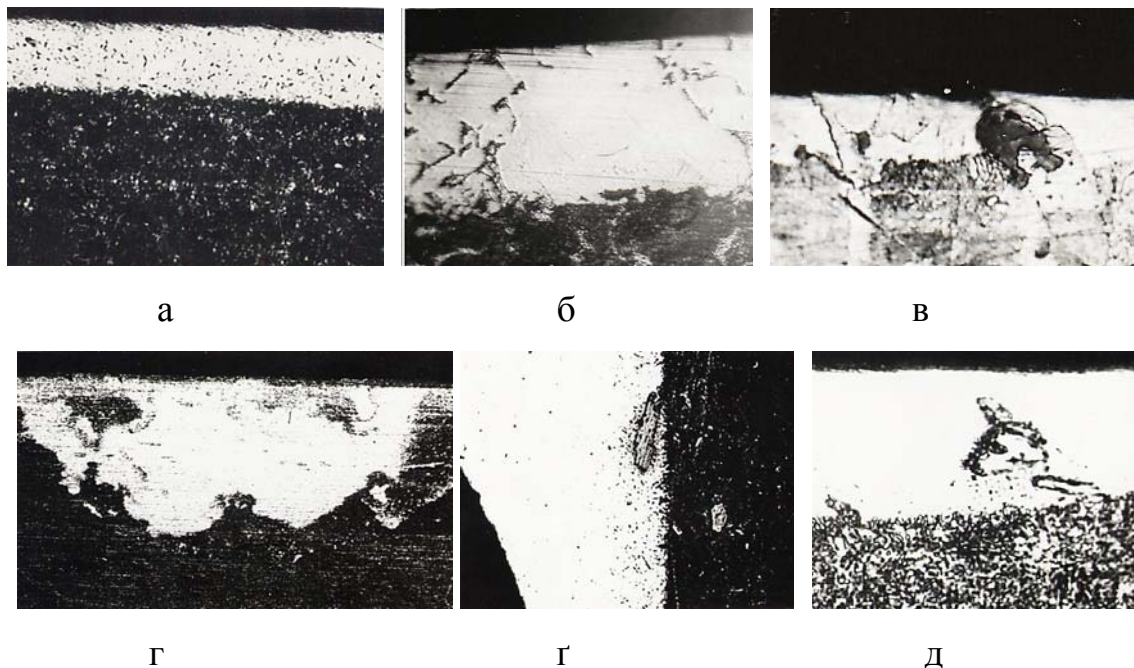


Рис. 5.4. Мікроструктура колісної сталі після лазерної обробки в імпульсному режимі: енергія імпульсу 12 Дж (а, д), 15 Дж (б, в, г), 20,5 Дж (г) ; х 500

Таблиця 5.2.

Мікротвердість Нц, х10, МПа по глибині зони лазерного гартування

Вихідний стан, енергія лазерного імпульсу, Дж	Відстань від поверхні зразку, мкм							
	0	100	200	250	350	420	500	600
гарт.+відп, 12,0	475	470	280	275	270	275	270	270
гарт.+відп, 25,0	660	650	620	490	480	480	470	270
гар. деф, 12,0	404	400	300	300	290	290	290	290
гар. деф, 25,0	420	410	400	400	400	380	380	300

Вплив термічного зміцнення на характер структури лазерного гартування проявляється, по-видимому, внаслідок подрібнення структури сталі як на мікрорівні, так і на рівні тонкої структури, а також підвищення ступеня мікрохімічної неоднорідності, що впливає на механізм і кінетику швидкісного розпаду аустеніту. Це питання потребує додаткових досліджень. У той же час, вочевидь, чим більше енергія лазерного імпульса, тим більше глибина загартованого шару h , менше об'ємна доля фериту V і більше залишкового аустеніту в структурі загартованого шару (табл. 5.3)

Параметри тонкої структури лазерно-загартованої зони при імпульсному впливі наведені в табл. 5.3. Аналізуючи ці дані, можна стверджувати, що зміцнення колісної сталі при імпульсному лазерному впливі визначається декількома факторами: швидкісне протікання фазових перетворень, локальне легування від неметалевих включень, підвищення щільності дефектів кристалічної будови, розвиток мікропластичних зсувів. Все це призводить до отримання в гіпернерівноважних умовах ультрадисперсного мартенситу з характерними ознаками сильно зміцненої структури (висока щільність дислокацій, значні мікровикривлення в решітці, дроблення блоків мозаїки).

Таблиця 5.3.

Вплив енергії лазерного імпульсу на параметри мікро- та тонкої структури колісної сталі, яка була попередньо загартована і відпущена (доля фериту V , глибина загартованого шару h , кількість залишкового аустеніту $A_{\text{зал}}$, розмір блоків a , мікронапруження $\Delta a/a$, щільність дислокацій $\rho_{\perp}$, мікротвердість H_{μ} та твердість HB)

Характеристика	Вихід. Стан	Енергія лазерного імпульсу, Дж					
		25	18	15	13,5	12	10
h , мкм	-	300... 500	250... 420	200... 400	80...100	50...80	40...60
$H_{\mu} \times 10$, МПа	270	660	622	548	490	462	442

V, % об	30	5	7	8	30	30	30
A _{зал} , %	-	15	12	8	5	5	5
a x 10 ⁻⁵ , см	3,5	0,35	0,49	0,61	0,92	1,03	1,26
Δa/a	початок відліку	0,36	0,32	0,32	0,28	0,24	0,24
ρ _⊥ , см ⁻²	2,6 x 10 ⁸	0,9 x10 ¹¹	0,2 x10 ¹¹	0,82 x10 ¹⁰	0,71 x10 ¹⁰	0,53 x10 ¹⁰	0,26 x10 ¹⁰
Твердість, НВ	270	670	620	552	495	474	438

Очевидно, що при усіх режимах імпульсного лазерного впливу отримані значення твердості і мікротвердості колісної сталі, які значно перевищують гранично допустимі значення твердості поверхні ковзання, а саме 350 НВ. Структура лазерно-загартованого шару, отриманого при імпульсному лазерному впливі, ідентична «білим шарам», що утворюються при експлуатації на поверхні ковзання. Такі структури несприятливі з точки зору експлуатації.

5.2.2. Обробка безперервною лазерною дією

Мікроструктура зони лазерної обробки сталі, попередньо загартованої і відпущеної, являє дисперсний мартенсит або бейніт плюс залишковий аустеніт і дисперсний цементит (рис. 5.5, а, б). Характер основної структури сталі, яка визначається за допомогою рентгеноструктурного аналізу, залежить від швидкості переміщення лазерного променя: при швидкості 20 мм / с, коли швидкість охолодження сталі максимальна, отримали мартенсит, при інших режимах лазерної обробки - бейніт (рис. 5.5, в - г).

У табл. 5.4 наведені результати впливу режиму лазерної обробки на параметри тонкої структури колісної сталі. У разі попередньої термічної обробки параметри мікровикривлень в решітці, величини блоків і щільності дислокацій свідчать про більшу міру зміцнення сталі при ЛТО у порівнянні з вихідним гарячедеформованим і нормалізованим станом, що визначається впливом напружень у вихідній структурі колісної сталі.

Аналіз впливу режиму ЛТО, а саме швидкості переміщення лазерного променя, показав, що зі зменшенням часу лазерного впливу знижується рівень зміцнення колісної сталі. Закономірності зміни параметрів тонкої структури сталі після лазерної обробки полягають у тому, що зі збільшенням швидкості переміщення лазерного променя блоки мозаїки стають дрібнішими, а мікрОВикривлення в решітці зростають, зростає і щільність дислокацій. Це пов'язано з розвитком часткової релаксації напружень при зменшенні швидкості переміщення лазерного променя. Поблизу неметалевих включень спостерігали зони локального насичення сталевОї матриці (рис. 5.5, д – є).

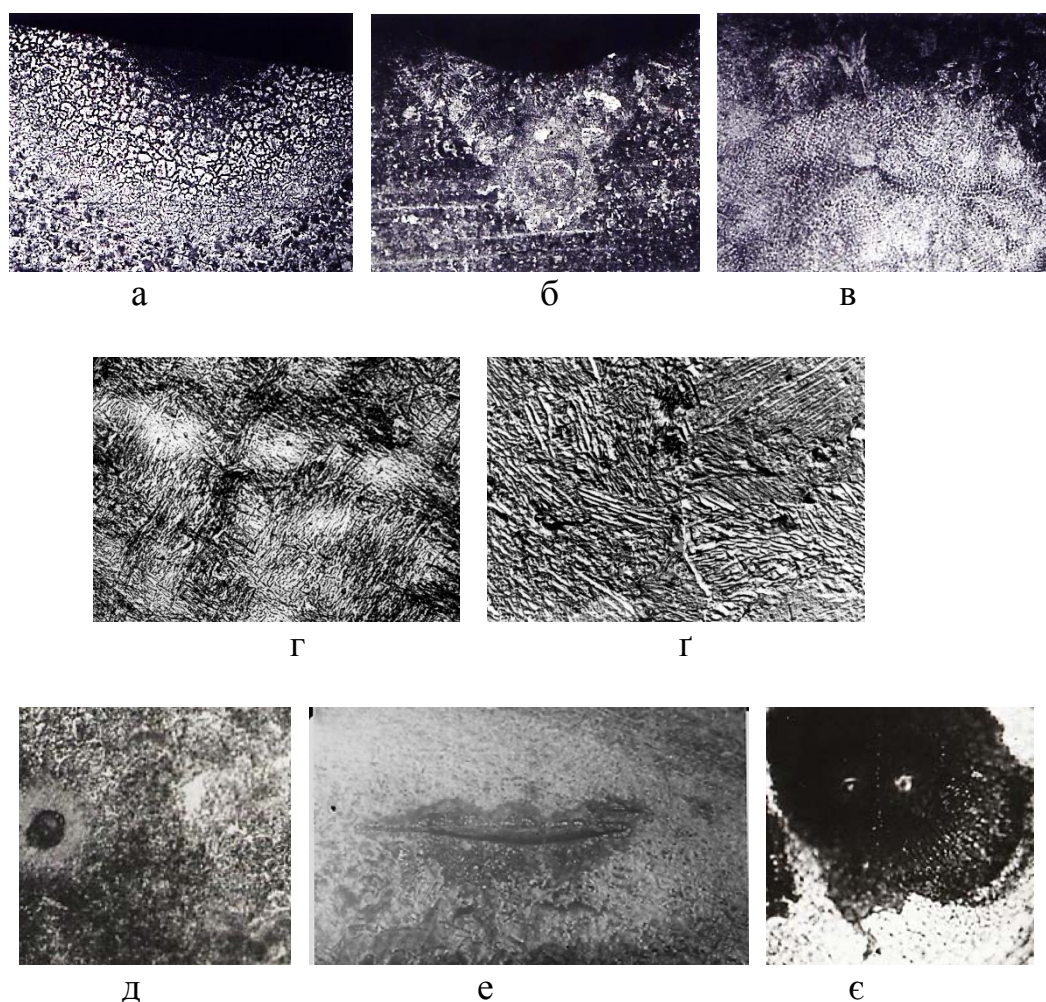


Рис. 5.5. Мікроструктура колісної сталі після лазерної обробки і попередньої термічної обробки; а, б, х200, в, д - є –х500, г – х1000, г – х5000

Параметри зони лазерної обробки колісної сталі

Вихідний стан сталі	Швидкість лазерного променя, мм/с	Розмір блоків, 10^{-5} , см	Мікровикривлення $\Delta a/a$	Щільність дислокацій, ρ_{Δ} , см^{-2}
г/д	Почат	3,52	поч. відрах.	$2,3 \cdot 10^8$
	20	0,72	0,35	$4,2 \cdot 10^{11}$
	15	1,22	0,35	$3,48 \cdot 10^{11}$
	10	1,71	0,32	$2,1 \cdot 10^{10}$
	5	1,82	0,30	$1,7 \cdot 10^{10}$
т/о	почат.	3,31	поч. відрах	$4,7 \cdot 10^{10}$
	20	0,48	0,38	$6,3 \cdot 10^{11}$
	15	0,54	0,37	$3,6 \cdot 10^{11}$
	10	0,62	0,36	$2,4 \cdot 10^{11}$
	5	0,69	0,36	$2,3 \cdot 10^{11}$

Мікротвердість і твердість зміцненого лазерною обробкою шару зі збільшенням швидкості руху лазерного променя зростають, що пов'язано зі збільшенням внутрішніх напружень і щільності дефектів кристалічної будови (табл. 5.5). Зона термічного впливу при лазерній обробці мікроструктурно виражена слабо. Зі збільшенням швидкості руху променя, тобто зі зменшенням часу лазерного впливу, глибина зміцненої зони зменшується

Зміна мікротвердості колісної сталі від поверхнів глибини зразка після лазерної обробки

Швидкість лазерного променя, мм/с	Вихідний стан сталі	Відстань від поверхні зразку, h , мкм							
		0	100	200	300	400	500	600	700
5	т/о	440	430	420	390	300	300	290	290
15	т/о	550	530	440	310	310	300	290	290
5	г/д	380	380	350	310	240	230	230	230
15	г/д	460	440	340	250	240	230	230	230

При усіх швидкостях переміщення лазерного променя мікротвердість попередньо термічно обробленої сталі вище, ніж нормалізованої після гарячої деформації (табл. 5.5).

Таким чином, при безперервному лазерному випромінюванні поверхневий шар колісної сталі зміцнюється в результаті значного диспергування структури, збільшення щільності дефектів кристалічної будови, дроблення блоків мозаїки і зростання мікровикривлень у кристалічній решітці, а також локального мікролегування сталевих матриці від неметалевих включень. Зміна швидкості руху лазерного променя дозволяє варіювати рівень зміцнення сталі і глибину зміцненої зони, а також характер структури сталі. Оскільки мартенситна структура на поверхні ковзання неприпустима [142], представляється перспективною бейнітна структура лазерного гартування [143, 144].

Режими лазерної обробки визначають ефект лазерного зміцнення колісної сталі. Перспективним є режим з потужністю лазерного променя 600 Вт і швидкістю його переміщення 5 ... 15 мм / с, особливо у поєднанні з традиційною термічною обробкою. Оскільки в даному дослідженні були отримані значення мікротвердості лазерно-зміцненого шару колісної сталі, підданої попередній термічній обробці, вище 360 НВ і не ставилося завдання отримання рекордних значень цього показника, представляється можливим рекомендувати

загальноприйняті заводські режими попередньої термічної обробки ободів залізничних коліс (температури гартування 840 ... 860 ° С і відпуску 480 ... 550 ° С відповідно для коліс різних розмірів і сталей різного хімічного складу). Слід зазначити, що при проведенні локального лазерного зміцнення зони викружки в умовах виробництва залізничних коліс доцільно проведення локального лазерного зміцнення після гартування перед відпуском, тоді відпуск призведе до зменшення термічних напружень.

5.2.3. Вплив лазерної обробки на зносостійкість

Для дослідження зносостійкості колісної сталі після лазерної обробки проводили випробування на знос. Попередньо були підготовлені контртіла, що імітують рейки, причому частину з них піддавали лазерній обробці по тому ж режиму, що і зразок колісної сталі. Результати випробувань наведені в табл. 5.6.

Таблиця 5.6.

Результати випробувань на знос зразків колісної сталі

Пара тертя	початкова маса зразка, г	маса зразка після випробувань, г	втрата маси, г	Відношення зносостійкості зміцненого і вихідного матеріалу
Колісна сталь, т/о, без.ЛТО – рейкова сталь без ЛТО	86,87	85,60	1,27	1
Колісна сталь, г/деф + імпл ЛТО 25 Дж – рейкова сталь без ЛТО	83,28	82,34	0,94	1,35
Колісна сталь, г/деф + імпл ЛТО 25 Дж – рейкова сталь після ЛТО	82,39	81,51	0,88	1,44
Колісна сталь, г/деф, безпер. ЛТО, 215 мм/с – рейкова сталь без ЛТО	81,86	80,94	0,92	1,38

Колісна сталь, г/деф, безпер. ЛТО, 15 мм/с – рейкова сталь після ЛТО	81,46	80,61	0,85	1,49
Колісна сталь, т/о, безпер. ЛТО, 15 мм/с – рейкова сталь без ЛТО	82,03	81,22	0,81	1,56
Колісна сталь, т/о, безпер. ЛТО, 15 мм/с – рейкова сталь після ЛТО	82,22	81,44	0,78	1,62

Аналіз результатів випробувань на знос показав ефективність лазерної обробки. Очевидно, що лазерна обробка в режимі безперервного впливу призводить до суттєвого підвищення зносостійкості колісної сталі, особливо якщо цій обробці піддається пара тертя. Це свідчить про перспективність спільної обробки коліс і рейок, в першу чергу в локальних проблемних ділянках. Зокрема, у колеса - це зона викружки. За результатами випробувань на знос відношення зносостійкості лазерно-зміцненої сталі і термічно зміцненої колісної сталі виявилось краще в випадках безперервного лазерного впливу, що призвів до отримання бейнітної структури у порівнянні з імпульсним режимом ЛТО. Особливо це проявилось у разі поєднання звичайної термічної обробки і ЛТО. Підвищення зносостійкості колісної сталі після лазерної обробки показує ефективність застосування зміцнюючої лазерної технології шляхом цілеспрямованого використання внутрішніх резервів структурної пристосованості поверхневих шарів сталі в умовах експлуатації. Вивчення структури тонкого поверхневого шару після випробувань на знос показало пластичну поведінку лазерно-зміцненої структури без утворення тріщин (рис. 5.6), навіть якщо це були лазерні «білі шари» на відміну від крихкої поведінки «білих шарів», що виникають при експлуатації.



Рис. 5.6. Структура лазерно-загартованого шару після пластичної деформації в процесі зносу; x500

Очевидно, що довговічність лазерно-зміцненої поверхні буде забезпечена, якщо надлишкова внутрішня енергія, яка накопичена при лазерному впливі, встигне розсіятися перш, ніж досягне критичного рівня, що викликає руйнування поверхні. Каналами дисипації надлишкової внутрішньої енергії при навантаженні лазерно-опроміненого шару сталі є пластичні зсуви в результаті руху дислокацій і, можливо, утворення бейніту або мартенситу деформації при розпаді залишкового аустеніту.

При лазерній обробці з'являється можливість створення структур, що призводять при експлуатації до явища структурно-енергетичної пристосованості, що має знизити знос пари тертя колесо-рейка. Коефіцієнт тертя f при цьому залежить від ряду факторів:

$$f = 2 \cdot \pi \cdot (1 - \nu) \cdot (\sigma_T / G) \cdot \sqrt{\{(\rho / \rho_1) \cdot \sin \alpha\}} \quad (5.1)$$

де σ_T - межа текучості сталі, G – модуль зсуву сталі, ν – коефіцієнт Пуасона, ρ і ρ_1 – щільність дислокацій відповідно до і після тертя, $\sin \alpha$ – орієнтаційний фактор.

Очевидно, що для отримання мінімального коефіцієнта тертя для пари колесо-рейка необхідно, щоб лазерно-загартована структура відчувала пластичні перетворення при експлуатації, що призводить до збільшення щільності дислокацій на робочій поверхні і пластичної релаксації напружень. Це призводить до необхідності також піддавати поверхню рейок локальному лазерному зміцненню.

Таким чином, представляється перспективною локальна лазерна обробка викружки з отриманням бейнітної структури в режимі безперервного лазерного

випромінювання, що дозволить не тільки підвищити зносостійкість поверхні ковзання залізничних коліс, а й знизить ризик підрізу гребенів в процесі експлуатації [145]. Переваги лазерного зміцнення зони викружки очевидні: це локальність, бездеформаційність, економічність, екологічність, можливість автоматизації. Застосування високих технологій зміцнення дозволить поліпшити властивості колісної сталі і підвищити ресурс роботи залізничних коліс.

Результати, які отримані в роботі, запропоновані до використання при виготовленні залізничних коліс в умовах ТОВ «Інтерпайп менеджмент», а саме при створенні ділянки локальної лазерної обробки поверхні ковзання (протокол від 18.05 2017 р, див. Додаток 1).

5.3. Висновки по розділу 5.

1. Дослідження зношених в процесі експлуатації залізничних коліс, що мають різний профіль поверхні ковзання, показало, що протікання інтенсивних пластичних зсувів в умовах дії досить високих контактних напружень призводить до інтенсивного зносу в зоні викружки, що може призвести до підрізу гребенів. Необхідно локальне зміцнення зони викружки з метою вирішення зазначених проблем.
2. При лазерній обробці колісної сталі в режимі імпульсного випромінювання виникає структура лазерно-загартованого шару, ідентична «білому шару», що утворюється при експлуатації на поверхні ковзання. Така структура несприятлива з точки зору експлуатації.
3. При лазерній обробці в режимі безперервного випромінювання можна отримати бейнітну структуру лазерно-зміцненого шару, яка сприятлива для умов експлуатації. Параметри зміцненого шару, тонкої структури сталі, а також твердість можна варіювати в певних межах залежно від вихідного стану колісної сталі, а також режиму безперервного лазерного впливу.
4. Режимы лазерної обробки визначають ефект лазерного зміцнення колісної сталі. Перспективним є режим з потужністю лазерного променя 600 Вт і швидкістю його переміщення 5 ... 15 мм / с, особливо у поєднанні з традиційною

термічною обробкою. В умовах виробництва залізничних коліс доцільно проведення локального лазерного зміцнення зони викружки після гартування перед відпуском для зменшення термічних напружень.

5. Підвищення зносостійкості колісної сталі після лазерної обробки показує ефективність застосування зміцнюючої лазерної технології шляхом цілеспрямованого використання внутрішніх резервів структурної пристосованості поверхневих шарів сталі в умовах експлуатації. Видається перспективною локальна лазерна обробка викружки з отриманням бейнітної структури в режимі безперервного лазерного випромінювання, що дозволить не тільки підвищити зносостійкість поверхні ковзання залізничних коліс, а й знизить ризик підрізу гребенів в процесі експлуатації.

6. Результати, які отримані в роботі, запропоновані до використання при виготовленні залізничних коліс в умовах ТОВ «Інтерпайп менеджмент», а саме при створенні ділянки локальної лазерної обробки поверхні ковзання (протокол від 18.05. 2017 р, див. додаток 1).

6. ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У дисертації проведено теоретичне обґрунтування і нове вирішення науково-технічної задачі, яка полягає у встановленні закономірностей зміцнення сталей в результаті формування градієнтних і мікрокомполітичних зон поблизу неметалевих включень і трансформації границь включення-матриця при лазерному впливі, в експериментальних дослідженнях утворення і зростання тріщин при різних температурно-швидкісних умовах деформації, а також у вивченні можливості лазерного зміцнення зони викружки залізничних коліс.

1. На підставі аналізу науково-технічної інформації про сучасні вимоги до формування структури і властивостей сталей при лазерному зміцненні, а також ролі неметалевих включень показано, що робота, яка спрямована на вивчення закономірностей структуроутворення поблизу включень і отримання зміцненого поверхневого шару з підвищеними механічними і експлуатаційними властивостями в сталях при лазерній обробці, є актуальною.

2. Досліджено особливості контактного плавлення неметалічних включень і міжфазних границь включення-матриця, пов'язані з утворенням в гіпернерівноважних умовах зон з підвищеною щільністю дислокацій, а також електронною взаємодією включень і матриці. Вивчено особливості структури включень після швидкісного затвердіння, для якої характерні ультрадрібнозернистість, стовбчаста форма зерен, в також наявність зон зсуву. Вивчено процес утворення «сателітних» частинок, пов'язаний з формуванням при плавленні і розчиненні вихідних включень локальних ділянок типу металевих емульсійних розплавів.

3. Досліджено особливості формування зон контактної взаємодії в сталевій матриці при лазерному впливі, а також встановлені закономірності локального зміцнення цих ділянок в результаті їх легування від внутрішніх джерел (неметалевих включень). Показано, що поблизу включень створюються ліквідаційні зміцнені зони, що представляють собою градієнтні і мікрокомполітичні

шари різного типу: шаруваті з каскадним і «плямистим» розподілом елементів і нанотвердості, дисперсні з різним типом зміцнюючих фаз і комбіновані.

4. Досліджено особливості формування зон контактної взаємодії у включеннях при лазерному впливі: в поверхневих шарах включень створюються градієнтні і композитні ділянки шаруватого типу з каскадним ліквідаційним розподілом елементів, «тунельні», а також дисперсні з різними типами другої фази, формування якої пов'язано з розпадом рідкого або твердого розчину, або з частковим відновленням оксидів.

5. Встановлено, що в результаті взаємного легування в системі включення-матриця створюються мікрокомпозитні шари, які мають гетерогенну будову, що свідчить про трансформацію границь включення-матриця, пов'язану з гетерогенізацією їх структури. Досліджено особливості трансформації границь включення-матриця при лазерному впливі, пов'язані з електронною взаємодією фаз, зсувним сполученням кристалічних решіток, а також з фазовим розпадом і формуванням гіпернеравновесних граничних фаз. Виявлено три основні типи структури границь включення-матриця в залежності від характеру процесів, що призвели до їх трансформації при лазерному впливі.

6. Встановлено нові чинники, що визначають вплив неметалевих включень і границь включення-матриця на зміцнення сталей при лазерному впливі, пов'язані з утворенням мікрокомпозитних ділянок різних типів; зменшенням середніх розмірів і об'ємної частки включень; зсувними сполученням решіток включення і матриці; електронною взаємодією включення і матриці; утворенням «сателітних» і граничних фаз, а також трансформацією границь включення-матриця. Показано, що поєднання лазерної обробки з мікролегуванням локальних ділянок сталевий матриці від внутрішніх джерел - неметалевих включень дозволяє зменшити їх середні розміри і забрудненість сталі в зоні обробки на 30...50%, а також відкриває можливості формування міжфазних границь включення-матриця з заданими властивостями шляхом штучного регулювання ступеня розчинення вихідних включень і рівня насичення прилеглих ділянок матриці елементами

включень, а також характеру структури цих зон при зміні режиму лазерного впливу.

7. Вивчено особливості утворення тріщин поблизу включень в інтервалах температур деформації 25...900 і 1000...1250 °С. Показано, що в різних температурних інтервалах деформації вплив швидкості деформації на критичний ступінь деформації $\varepsilon_{кр}$, при якому утворюються тріщини поблизу включень, визначається співвідношенням процесів деформаційного зміцнення і динамічного знеміцнення сталеві матриці, а також можливістю протікання динамічних релаксаційних процесів в границях включення-матриця в результаті просковзування.

8. Встановлено вплив температурно-швидкісного режиму деформування на утворення тріщин при деформації після лазерної дії, а також енергії лазерного імпульсу і тривалості впливу на параметри зародження і розвитку тендітних розшарувань уздовж міжфазних кордонів включення-матриця. Значення $\varepsilon_{кр}$ зростають з підвищенням температури деформації при всіх режимах лазерного впливу у порівнянні з деформацією без ЛТО, однак, максимально підвищуються при енергії лазерного імпульсу $W_{имп}$ 18...25 Дж, що вказує на наявність умов лазерної обробки, що дозволяє отримувати максимальне лазерне зміцнення сталеві матриці поблизу включень. Зі збільшенням часу попереднього лазерного впливу величина $\varepsilon_{кр}$ зростає завдяки більш ефективному лазерному зміцненню границь включення-матриця.

9. Лазерний вплив призвів до своєрідної поведінки границь включення-матриця при гарячій деформації: просковзування - пластична релаксація напружень, і крихке розшарування - тендітна релаксація напружень, що обумовлено швидкісним лазерним зміцненням границь включення-матриця, що виявляється у стримуванні просковзування і зародження мікроруйнування шляхом тендітної декогезії. Показано, що при комбінованій обробці сталі ЛТО + високотемпературна деформація реалізуються два механізми зміцнення міжфазних границь включення-матриця: високошвидкісне термічне і деформаційне.

10. Вплив структури градієнтних, плямистих і мікрокомпозитних зон насичення сталевोї матриці на поширення тріщин від включень пов'язаний з їх гальмуванням, що обумовлено зміною швидкості і напрямку їх розвитку завдяки наявності ділянок з різним хімічним складом, подрібнення зерен структури матриці в результаті швидкісної рекристалізації, а також наявності дисперсних «сателітних» частинок.

11. Дослідження зношених в процесі експлуатації залізничних коліс, що мають різний профіль поверхні кочення, показало, що протікання інтенсивних пластичних зрушень призводить до інтенсивного зносу в зоні викружки. При лазерній обробці в режимі безперервного випромінювання можна отримати бейнітної структури лазерно-зміцненого шару, яка сприятлива для умов експлуатації. Перспективним є режим з потужністю лазерного променя 600 Вт і швидкістю його переміщення 5...15 мм/с, особливо у поєднанні з традиційною термічною обробкою. Застосування зміцнюючої лазерної технології дозволить не тільки підвищити зносостійкість поверхні ковзання залізничних коліс, а й знизить ризик підрізу гребенів в процесі експлуатації.

12. Результати, отримані в роботі, запропоновані до використання при виготовленні залізничних коліс в умовах ТОВ «Інтерпайп менеджмент», а саме при створенні ділянки локальної лазерної обробки поверхні ковзання (додаток 1). Результати роботи впроваджені у навчальний процес на кафедрі матеріалознавства НМетАУ (додаток 2).

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Веденов А.А. Физические процессы при лазерной обработке материалов / Веденов А.А., Гладуш Г.Г. // М.: Энергоатомиздат. -1985. - 207 с.
2. Григорьянц А.Г. Основы лазерного термоупрочнения сплавов / Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. //М.: Высшая школа. -1988. - 159 с.
3. Реди Дж. Промышленные применения лазеров / Дж. Реди // М.: Мир. - 1981. - 638 с.
4. Реди Дж. Действие мощного лазерного излучения / Дж. Реди / М.: Мир. - 1974. - 468 с.
5. Рыкалин Н.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов / Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. // М.: Машиностроение. - 1985. - 496 с.
6. Коваленко В.С. Лазерное и электроэрозионное упрочнение материалов / Коваленко В.С., Верхотуров А.Д., Головкин Л.Ф., Подчерняева И.А. // М.: Наука. - 1986. – 276 с.
7. Крылов К.И. Применение лазеров в машиностроении и приборостроении / Крылов К.И., Прокопенко В.Т., Митрофанов А.С. // Л.: Машиностроение, Ленингр. отделение. - 1978. - 335 с.
8. Новицки М. Лазеры в электронной технологии и обработке материалов / Новицки М. // М.: Машиностроение. -1981. – 149 с.
9. Ставрев Д. Структура и свойства на железо-въглеродни сплави след въздействие с концентрирани енергийни потоци / Ставрев Д., Щърбаков В., Дикова Ц. // Болгария, Варна.: СТЕНО. -2015. – 264 с.
10. Калиниченко А.С. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика / Калиниченко А.С., Бергманн Г.В. // Мн.: Технопринт. -2001. - 367 с.
11. Коваленко В.С. Упрочнение деталей лучом лазера / Коваленко В.С., Головкин Л.Ф., Меркулов Г.В., Стрижак А.И. // К.: Техника. -1981. – 131 с.
12. Леонтьев П.А. Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов / Леонтьев П.А., Чеканов Н.Т., Хан М.Г. // М.: Metallurgy. -1986. – 142 с.

13. Криштал М.А. Структура и свойства сплавов обработанных излучением лазера / Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. // М.: Металлургия, -1973. – 192 с.
14. Губенко С.И. Влияние степени деформации при холодной прокатке на изменение структуры стали при лазерном нагреве / Губенко С.И., Варавка В.Н. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1990. - № 2. – С.70 - 75.
15. Губенко С.И. Особенности развития рекристаллизации стали при лазерной обработке / Губенко С.И., Варавка В.Н. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1990. - № 7 – С.74 - 78.
16. Губенко С.И. О динамическом характере рекристаллизации стали при лазерном воздействии / Губенко С.И. // Металловедение и термическая обработка металлов, – 1989. - № 10. – С.2 - 4.
17. Губенко С.И. Деформация металлических материалов / Губенко С.И., Парусов В.В. // Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС. -2006. – 316с.
18. Губенко С.И. Неметаллические включения в стали / Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. // Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС. - 2005. – 536с.
19. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений в стали / Губенко С.И. // М.: Металлургия. -1991. – 225 с.
20. Губенко С.И. Неметаллические включения в стали / Губенко С.И., Ошкадеров С.П. // Киев, Наукова думка. -2016. -528с.
21. Приходько В.М. Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий / Приходько В.М., Петрова Л.Г., Чудина О.В. // М.: Машиностроение, -2003. – 384 с.
22. Чудина О.В. Технологические пути повышения механических свойств сталей на основе структурной теории прочности / Чудина О.В. // Технология металлов. – 2003. - №6. – С. 18 – 23.
23. Бровер Г.И. Особенности строения и свойств инструментальных сталей после высококонцентрированного нагрева и отпуска / Бровер Г.И., Варавка В.Н., Русин А.П. // Физика и химия обработки материалов. - 1998. - №5. – С. 107 –

24. Бровер Г.И. Перспективы использования концентрированных источников энергии для повышения адгезионной стойкости металлообрабатывающего инструмента / Бровер Г.И., Варавка В.Н., Русин А.П. // Физика и химия обработки материалов. - 1989. - №1. – С. 118 – 120.
25. Бельченко Г.И. Неметаллические включения и качество стали / Бельченко Г.И., Губенко С.И. // К.: Техника. - 1980. – 168 с.
26. Литвинова Т.И. Петрография неметаллических включений / Литвинова Т.И., Пирожкова В.П., Петров А.К. // М.: Металлургия, - 1972. – 460 с.
27. Виноград М.И. Включения в стали и ее свойства / Виноград М.И. // М.: Металлургиздат. - 1963. – 252 с.
28. Виноград М.И. Включения в легированных сталях и сплавах / Виноград М.И., Громова Г.П. // М.: Металлургия. - 1972. – 216 с.
29. Шпис Х.И. Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации / Шпис Х.И. // М.: Металлургия. - 1971. – 125 с.
30. Кисслинг Р. Неметаллические включения в стали / Кисслинг Р., Ланге Н. // М.: Металлургия. - 1968. – 124 с.
31. Нарита К. Кристаллическая структура неметаллических включений в стали / Нарита К. // М.: Металлургия. - 1969. – 191 с.
32. Гольдшмидт Х.Д. Сплавы внедрения / Гольдшмидт Х.Д. // М. Мир. - 1971. – 888с.
33. Андриевский Р.А. Фазы внедрения / Андриевский Р.А., Уманский Я.С. // М.: Наука. - 1977. – 239 с.
34. Андриевский Р.А. Прочность тугоплавких соединений / Андриевский Р.А., Ланин А.Г., Рымашевский Г.А. // М.: Металлургия. - 1974. – 232 с.
35. Явойский В.И. Неметаллические включения и свойства стали / Явойский В.И., Рубенчик Ю.И., Окенко А.П. // М.: Металлургия. - 1980. – 176 с.
36. Явойский В.И. Включения и газы в сталях / Явойский В.И., Близнюков С.А., Вишкарёв А.Ф. // М.: Металлургия. - 1979. – 272 с.
37. Губенко С.И. Неметаллические включения и пластичность сталей. Физические основы пластичности сталей / Губенко С.И. // Германия,

- Саарбрюкен (Saarbrücken): LAP LAMBERT. Palmarium academic publishing. - 2016. - 549 с.
38. Губенко С.И. Неметаллические включения и прочность сталей. Физические основы прочности сталей / Губенко С.И. // Германия, Саарбрюкен (Saarbrücken): LAP LAMBERT. Palmarium academic publishing. - 2015, – 476с.
 39. Спектор Я.И. Исследование усталостных микротрещин / Спектор Я.И., Ляшенко В.П., Самсонов А.Н. / В кн.: Сталь и неметаллические включения. – М.: Металлургия. - 1980. – С.30 - 37.
 40. Новокщенова С.М. Влияние неметаллических включений на горячую технологическую пластичность стали и сплавов / Новокщенова С.М., Свешникова Г.А., Юнакова И.В., Гулей Г.Г. // В кн. Сталь и неметаллические включения. – М.: Металлургия. - 1978. – С.84 - 94.
 41. Куриц Е.А. Влияние неметаллических включений на усталостную прочность стали после поверхностного упрочнения / Куриц Е.А., Любченко А.П., Шур Е.А., Жуков Н.Н. // Сталь. – 1979. - № 6. – С.450 - 453.
 42. Куслицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали / Куслицкий А.Б. // Киев: Техник. -1976. – 128 с.
 43. Эшби И.Ф. О напряжении Орована в кн.: Физика прочности и пластичности / Эшби И.Ф. // М.: Металлургия. -1972. – С.88 - 107.
 44. Mori T. Average stresses in matrix and average elastic energy of materials with misfillings inclusions / Mori T., Tanaka K.A. // Acta metallurgica. - 1973. – v.21. - 45 – P.571 - 579.
 45. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел / Екобори Т. // М.: Металлургия. - 1971. – 264 с.
 46. Edmonds D.V. The effect of inclusions the stress distribution in solids / Edmonds D.V., Beevers C.J. // J.Material Science. – 1968. – v.3. - № 5. – P.457 - 469.
 47. Brooksbank D. Tesselated stress associated with some inclusions in steel / Brooksbank D., Andrews K.W. // J. Iron and Steel Inst. – 1969. - v. 207. - № 4. – P.474 - 483.

48. Финкель В.М. Неметаллические включения и прочность стали / Финкель В.М., Елесина О.П., Зрайченко В.А. // Докл. АН СССР. – 1968. – т. 183. - № 3. – С. 576 - 579.
49. Weatherly G.C. Beginning stress deformation on surface deviation of particles during rapid cooling / Weatherly G.C. // Metal Science Japan. - 1968. – v.2. - № 2. – P. 237 - 240.
50. Le Roy G.. A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of void / Le Roy G., Embury J.D., Edward G, Ashby M.F. // Acta metallurgica. - 1981. - v. 21. - № 8. – P. 1509 - 1522.
51. Губенко С.И. Физика разрушения сталей вблизи неметаллических включений / Губенко С.И. // Днепропетровск, НМетАУ, ИЦ Системные технологии. - 2014. - 301с.
52. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений и межфазных границ включение-матрица при высокоэнергетических обработках сталей / Губенко С.И. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2011. - № 1 - 2, - С. 104 – 119.
53. Губенко С.И. Возможности трансформации неметаллических включений и межфазных границ включение-матрица при высокоэнергетических обработках сталей / Губенко С.И. // Металлофизика, новейшие технологии. – 2014. - т. 36. - №3. - С. 287 – 315.
54. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений и межфазных границ включение-матрица при высокоэнергетических обработках сталей / Губенко С.И. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2011. - № 1 - 2. - С. 104 – 119.
55. Губенко С.И. Возможности трансформации межфазных границ неметаллическое включение-матрица при высокоэнергетических обработках сталей / Губенко С.И. // Теория и практика металлургии. – 2012. - №3. - С. 78 – 83.

56. Губенко С.И. Изменения в неметаллических включениях при лазерном воздействии и закалке стали / Губенко С.И. // Физика и химия обработки материалов. – 1986. - № 4. – С.16 - 22.
57. Gubenko S. The Effect of High-Temperature Annealing on Microscopic Failure near Nonmetallic Inclusions in a Steel / Gubenko S. // The Physics of Metals and Metallography. – 1995. - v.80. - N5. - P.545 – 549.
58. Губенко С.И. Структурные эффекты вблизи неметаллических включений при лазерной обработке сталей / Губенко С.И. // Физико-химическая механика материалов. – 1999. - № 6. - С.57 - 66.
59. Gubenko S. Strucrural Effects near Nonmetallic Inclusions in Laser Treatment of Steels / Gubenko S. // Materials Science. – 2000. - v.35. - N6. - P.818 - 827.
60. Губенко С.И. О влиянии различных способов обработки на неметаллические включения в стали / Губенко С.И. // Физика и химия обработки материалов. – 1994. - №3. - С.62 - 69.
61. Иевлев В.М. Структура межкристаллитных и межфазных границ / Косевич В.М., Иевлев В.М., Палатник Л.С., Федоренко А.И. // М.: Металлургия. - 1980. – 256 с.
62. Бокштейн Б.С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах / Бокштейн Б.С., Копецкий Ч.В., Швиндлерман Л.С. // М.: Металлургия. - 1986. – 224 с.
63. Бокштейн Б.С. Структура и свойства внутренних поверхностей раздела в металлах / Бокштейн Б.С., Копецкий Ч.В., Швиндлерман Л.С. // М.: Наука. - 1988. – 272 с.
64. Орлов А.Н. Границы зерен в металлах / Орлов А.Н., Переверзенцев В.Н., Рыбин В.В. // М.: Металлургия. - 1980. – 156 с.
65. Губенко С.И. Влияние проскальзывания вдоль границ неметаллическое включение-матрица на распределение локальной микронеоднородной деформации в армко-железе и стали / Губенко С.И. // Физика металлов и металловедение. - 1996. - т.82. - вып. 3. - С.167 - 175.

66. Губенко С.И. Особенности проскальзывания вдоль границ включение-матрица при разных температурах и скоростях деформации сталей. / Губенко С.И. // PROCEEDINGS VIII Int. Conf. "Strategy of Quality in Industry and Education", -v. III,- June 8-15, 2012. Varna, Bulgaria, - P.53 - 55.
67. Губенко С.И. Влияние проскальзывания вдоль границ неметаллическое включение-матрица на распределение локальной микронеоднородной деформации в армко-железе и стали. / Губенко С.И. // Физика металлов и металловедение. - 1996. - т.82. - вып.3. - С.167 - 175.
68. Губенко С.И. Локальные пики параметров и процессов на границах неметаллическое включение-матрица стали / Губенко С.И. // Сталь. - 1999. - № 8. - С.64 - 67.
69. Губенко С.И. Природа всплесков микронеоднородной деформации в стали с неметаллическими включениями / Губенко С.И. // Физико-химическая механика материалов. – 1999. - № 2. - С.53 - 59.
70. Губенко С.И. Структурные эффекты на межфазных границах неметаллическое включение-матрица стали / Губенко С.И. // Теория и практика металлургии. - 1998. - №1. - С.11 - 16.
71. Губенко С.И. Проскальзывание вдоль границ неметаллическое включение-матрица стали / Губенко С.И. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1990. - № 11. – С.2 - 5.
72. Gubenko S. Splitting of Nonmetallic-Inclusions\Steel-matrix Interphase Boundaries / Gubenko S. // Metal Science and Heat Treatment. – 1994. - v.36. - N1-2. - P.3 – 7.
73. Губенко С.И. Проскальзывание вдоль границ неметаллическое включение-матрица как самостоятельный микромеханизм деформации стали / Губенко С.И. // Металлы. - 1994. - №5. - С.56 - 63.
74. Губенко С.И. Эффект проскальзывания на границах включение-матрица в сталях / Губенко С.И., Беспалько В.Н.// Сб. научных трудов межд. конференции "Перспективные задачи инженерной науки". – Днепропетровск. - GUADEAMUS. – 2000. - С. 55 – 59.

75. Gubenko S. Sliding at Nonmetallic Inclusion-Matrix Boundaries: Its Effect on the Distribution of Local Strain Microinhomogeneities in Armco Iron and Steels / Gubenko S. // The Physics of Metals and Metallography. – 1996. - v.82. - N3. - P.317 – 322.
76. Губенко С.И. Влияние условий деформации на развитие проскальзывания вдоль границ включение-матрица стали. Строительство, материаловедение, машиностроение / Губенко С.И. // Сб. науч. тр., вып.58, Днепропетровск, ГВУЗ «ПГАСА». -2011. - С. 211 -215.
77. Губенко С.И. Влияние проскальзывания вдоль границ неметаллическое включение-матрица на распределение локальной микронеоднородной деформации в армко-железе и стали / Губенко С.И. // Физика металлов и материаловедение. - 1996. - т.82. - вып. 3. - С.167 - 175.
78. Губенко С.И. Эффект проскальзывания на границах эвтектическое включение-матрица в сталях / Губенко С.И., Иськов М.В. // Теория и практика металлургии. – 2006. - №4 - 5. - С. 61 – 163.
79. Губенко С.И. Влияние температуры на зарождение трещин во включениях при деформации стали 08Т / Губенко С.И., Яценко Ю.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1982. - № 8. – С.41 - 44.
80. Бельченко Г.И. Влияние неметаллических включений на зарождение и развитие микроразрушений при деформации стали 08Ю / Бельченко Г.И., Губенко С.И., Яценко Ю.В. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1978. - № 4. – С.161 - 164.
81. Губенко С.И. Влияние скорости деформации на развитие микроразрушений в низкоуглеродистой стали при различных температурах / Губенко С.И., Галкин А.М. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1984. - № 2. – С.150 - 154.
82. Губенко С.И. Влияние скорости деформации стали на рост хрупких трещин в неметаллических включениях / Губенко С.И.// В кн.: Прогрессивные методы термического упрочнения в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении. – Ростов на Дону, изд-во РИСХМ. -1983. - С.55 - 63.

83. Губенко С.И. К вопросу о природе красноломкости стали / Губенко С.И., Галкин А.М. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. - № 10. – С.11 - 15.
84. Губенко С.И. Особенности разрушения подшипниковой стали вблизи эвтектик неметаллических включений / Губенко С.И., Грабовский В.Я., Яценко Ю.В. // Сталь. – 1984. - № 1. –С.75 - 76.
85. Губенко С.И. Влияние сульфидных хромистых эвтектик на разрушение литой стали ШХ15 / Губенко С.И., Галкин А.М., Сивоконь В.Н. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1985. - № 3. – С.97 - 100.
86. Губенко С.И. Локализация разрушения рельсовой стали вблизи эвтектических сульфидов / Губенко С.И., Яценко Ю.В. // Проблемы прочности. – 1983. - № 3. – С.97 - 100.
87. Губенко С.И. Влияние включений эвтектических силикатов на микропроцессы деформации и разрушения стали 12ГС / Губенко С.И. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1983. - № 6. – С.59 - 62.
88. Перелома В.А. Лазерное воздействие на жидкое и жидко-твердое состояние алюминиевых сплавов / Перелома В.А., Лихошва В.П. // Литейное производство. – 1992. - №9. – с. 8 – 15.
89. Перелома В.А. Лазерно-плазменная обработка железоуглеродистых сплавов / Перелома В.А., Лихошва В.П., Гладун К.К., Шатрова А.П., Скрипка Н.Н. // Металл и литье Украины. – 1994. - №5. – с. 29 – 32.
90. Перелома В.А. Неметаллические включения в зоне лазерного воздействия сталей / Перелома В.А., Лихошва В.П., Семенцев А.М., Шевченко А.Г. // Металлы. – 1997. - №2. – с. 139 – 142.
91. Перелома В.А. Обработка литых композиционных материалов лазером / Перелома В.А., Затуловский С.С., Косинская А.В., Лихошва В.П., Шатрова А.П. / Литейное производство. – 1997. - № 8 – 9. – с. 33 – 36.
92. Перелома В.А. Некоторые особенности лазерной обработки металлических материалов / Перелома В.А., Лихошва В.П., Скрипка Н.Н. // Процессы литья. – 1998. - № 3 – 4. – 9 – 16.

93. Лихошва В.П. Воздействие лазерного излучения на металлические расплавы / Лихошва В.П. // Вестник СевГТУ. - 2000. - №25. – с. 128 – 131.
94. Ліхошва В.П. Міграція неметалевих включень при лазерному оплавленні сталей / Ліхошва В.П. // Металознавство та обробка металів. – 2004. - №2. – с. 77 – 84.
95. Губенко С.И. Влияние включений оксидов на упрочнение стали при лазерном воздействии / Губенко С.И., Демидова О.А., Варавка В.Н. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1986. - № 11. – С.110-114.
96. Губенко С.И. Поведение сульфидных включений при лазерном термоупрочнении стали / Губенко С.И., Варавка В.Н. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1985. - № 6. – С.23 - 27.
97. Губенко С.И. Поведение силикатных включений при лазерном облучении стали / Губенко С.И., Демидова О.А., Варавка В.Н. // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1985. - № 7. – С.87 - 92.
98. Губенко С.И. Поведение неметаллических включений при лазерной обработке / Губенко С.И. // К.: Общество "Знание" УССР. –1986. –18 с.
99. Лариков Л.Н. Массоперенос в металлах при импульсном нагружении / Лариков Л.Н., Мазанко В.Ф., Фальченко В.М. // Физика металлов и металловедение. – 1983. - № 6. – С.144- 145.
100. Гуревич М.Е. О природе массопереноса в металлах при лазерном облучении / Гуревич М.Е., Журавлев А.Ф., Корнюшин Ю.В., Погорелов А.Е. // Металлофизика. – 1985. - т. 7. - №2. - С. 113 – 114.
101. Денисенко О.І. Розподіл температури одновимірного зразка в умовах місцевої термообробки / Денисенко О.І., Цоцко В.І., Спиридонова І.М., Пелешенко Б.Г. // Фізика і хімія твердого тіла. – Т.9. – № 1 (2008). – С. 181 - 184.
102. Цоцко В.И. Температурные характеристики поверхностного слоя низкоуглеродистых сталей в условиях линейного нагрева поверхности./ Цоцко В.И., Денисенко А.И. // Вісник Дніпропетровського національного університету. – 2004. - №2. – С. 72 – 77.

103. Цоцко В.И. Аналитическое моделирование поля температур одномерного образца в условиях местной термоциклирующей обработки / В.И. Цоцко, И.М. Спиридонова, Б.И. Пелешенко, А.И. Денисенко // Сучасні проблеми металургії. Наукові праці. – Том 10. – Дніпропетровськ: «Системні технології», 2007. – С. 170-178.
104. Губенко С.И. Плавление и кристаллизация неметаллических включений и стальной матрицы при лазерной обработке / Губенко С.И. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. - 2010. - вип. 46. - №3. - С. 73 - 79
105. Самсонов Г.В. Электронная локализация в твердом теле / Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. // М.: Наука. - 1976. - 339 с.
106. Найдич Ю.В. Капиллярные явления в процессах роста и плавления кристаллов / Найдич Ю.В., Перевертайло В.М., Григоренко К.Д. // Наукова думка. - 1983. - 100 с.
107. Смитлз К.Дж. Металлы / Смитлз К.Дж. // М.: Металлургия. - 1980. - 446 с.
108. Равдель А.А. Приложение теории активированного комплекса к реакциям растворения / Равдель А.А. // Адгезия расплавов и пайка материалов. - 1979. - №4. - С.47 - 51.
109. Губенко С.И. Лазерное плавление и кристаллизация неметаллических включений и стальной матрицы / Губенко С.И. // В кн. Высокоэнергетическая обработка материалов. Днепрпетровск: АРТ-ПРЕСС. - 2009. - с. 38-50.
110. Самсонов Г.В. Конфигурационная модель вещества / Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. // К.: Наукова думка. - 1971. - 230 с.
111. Губенко С.И. Межфазные границы включение-матрица в сталях / Губенко С.И. // Germany-Mauritius, Palmarium academic publishing. - 2017. - 506 с.
112. Губенко С. Пластичность сплавов с различной структурой / Губенко С., Парусов Э. // Germany-Mauritius, Palmarium academic publishing. - 2017. - 185 с.
113. Gubenko S. Influence of the non-metallic inclusions on the distribution of stresses and steel strengthening by laser quenching / Gubenko S., Staroseletskiy M, Iskov M. // Acta Metallurgica Slovaca. – 2002. - N1. - P.40 - 48

114. Есаулов В.П. Конструкции железнодорожных колес мира / Есаулов В.П., Козловский А.И., Есаулов А.Т., Староселецкий М.И. // Днепропетровск: Сич. - 1997. – 428с.
115. Sladkovsky A.. An Analysis of Stress and Strain in Freight Car Wheels / Sladkovsky A., Yessaulov V., Shmurygin N., Taran Y., Gubenko S. // Computational Method and Experimental Measurements VIII.- Southampton, Boston: Computational Mechanics Publications, 1997. - P.15-24.
116. Воробьев А.А. Ресурс и ремонтпригодность колёсных пар подвижного состава железных дорог / Воробьев А.А., Губенко С.И., Иванов И.А. // М.: ИНФРА-М. - 2011. – 264 с.
117. Краузе Г. Факторы, влияющие на трение и износ в системе «колесо-рельс» / Краузе Г., Шольген Ю. // Железные дороги мира. – 1978. – № 1. – С. 62 - 64.
118. Ларин Т.В. Исследование механизма износа, усталостного выкрашивания, образования выщербин и наволакивания на поверхности катания цельнокатанных колёс / Ларин Т.В. // В кн. Повышение надёжности и долговечности деталей подвижного состава и пути. Л.: изд. ВНИИЖТ. – 1977. – С. 51-68.
119. Таран Ю.Н. Повышение износостойкости железнодорожных колес с разным профилем поверхности катания / Таран Ю.Н., Есаулов В.П., Губенко С.И. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. - №2. - С.42 - 44
120. Есаулов В.П. Исследование структурных изменений вблизи поверхности катания железнодорожных колес при эксплуатации / Есаулов В.П., Пройдак Ю.С., Губенко С.И., Сладковский А.В., Иськов М.В. // Вісник Дніпропетровського Нац. Університету залізничного транспорту. - вип.5. - 2004. - С.65 – 71.
121. Иванов И.А. К вопросу о влиянии структуры поверхностного слоя на эксплуатационные свойства железнодорожного колеса / Иванов И.А., Губенко С.И., Воробьев А.А. // Транспорт Урала. – 2010. – № 2 (25). – С. 56 - 60.
122. Губенко С.И. Качество поверхности обода цельнокатанных колёс / Губенко С.И., Жуков Д.А., Иванов И.А. // С-Пб.: изд-во ОМ-ПРЕСС. - 2003. – 28 с.

123. Губенко С.І. Зміцнення металевих матеріалів при лазерній обробці. Навчальний посібник / Губенко С.І., Беспалько В.М., Нікульченко І.О. // Дніпропетровськ: НМетАУ. - 2016. - 42с.
124. Gubenko S. Structure of local zones between non-metallic inclusions and steel matrix after laser treatment. Колективна монографія. New Technologies and Achievements in Metallurgy, Materials Engineering and Production Engineering. Collective monograph / Gubenko S., Proidak U., Nikulchenko I. // Seria Monography Chestochowa University of Technology, Poland, Chestochow. – 2015. –N48.- P. 303 – 309.
125. Gubenko S. Formation of cracks near non-metallic inclusions after laser action and deformation. Колективна монографія. New Technologies and Achievements in Metallurgy, Materials Engineering and Production Engineering / Gubenko S., Proidak U., Nikulchenko I.// Seria Monography Chestochowa University of Technology, Poland, Chestochowa. -2016.-N56.- P. 396 – 400.
126. Gubenko S. Influence of non-metallic inclusions on the strengthening of steel under laser action / Gubenko S., Nikulchenko I. // Material Science. Non-equilibrium Phase Transformations. - Bulgaria, Varna. -2015.- N3.- P. 18 - 24.
127. Губенко С.И, Градиентные и композитные зоны контактного взаимодействия включений и стальной матрицы после лазерного воздействия / Губенко С.И, Никульченко И.А.// Строительство, материаловедение, машиностроение., Днепропетровск, ГВУЗ “ПГАСА”. – 2015.- Сб. науч. тр., вып. 80.- С.118 – 122.
128. Губенко С.И, Исследование превращений в неметаллических включениях методом высокотемпературной металлографии / Губенко С.И, Никульченко И.А. // Строительство, материаловедение, машиностроение Дніпро, ГВУЗ “ПГАСА”. - 2016.- Сб. науч. тр., вып. 89.- С. 55 – 61.
129. Губенко С.И. Скоростные плавление и кристаллизация неметаллических включений в сталях при лазерном воздействии / Губенко С.И, Никульченко И.А. // Зб. Праць Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра», Київ, НТУУ «КПІ». -2016. – XIV. - С. 297-306.

130. Губенко С.И. Образование микротрещин вблизи включений при деформации после лазерного воздействия / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Материалы Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании», Болгария, Варна. – 2016. - X11.- С. 95 – 100.
131. Губенко С.И. О возможности влияния на когезивную прочность границ включение–матрица стали / Губенко С.И., Никульченко И.А. // “Вісник” УМТ Українське матеріалознавче товариство ім. І.М. Францевича. - 2016. - Випуск №9. - С. 40 - 48.
132. Губенко С.И. Особенности строения зон насыщения стальной матрицы вблизи неметаллических включений после лазерного воздействия / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2016. - №4. - С.22 - 28.
133. Губенко С.И. Влияние лазерного воздействия на образование трещин вблизи включений. / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Збірка праць міжнародної конференції молодих вчених «Молоді вчені - від теорії до практики 2017», Дніпро, НМетАУ.-2017.- VIII. - С. 99 – 102
134. Губенко С.И. Влияние лазерной обработки на «горячее» и «холодное» проскальзывание включений и стальной матрицы / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Строительство, материаловедение, машиностроение Днепр, ГВУЗ “ПГАСА”. – 2017. - Сб. науч. тр., вып. 95.- С. 61 - 66.
135. Губенко С.И. Влияние лазерной обработки на структуру колесной стали / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2017. - №1 (76). - С. 34 – 41.
136. Губенко С.И., Влияние лазерной обработки на структуру и свойства колесной стали / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Материалы Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании», Болгария, Варна. – 2017. -X11І. - С. 65 - 70.
137. Губенко С.И. Влияние структуры зоны насыщения стальной матрицы, полученной при лазерной обработке на развитие трещин вблизи неметаллических включений при последующей деформации / Губенко С.И.,

- Беспалько В.Н., Никульченко И.А. // Металургійна та гірничорудна промисловість. – 2017.- №3. - С. 63 - 69.
138. Губенко С.І. Особливості швидкісного плавлення та твердіння неметалевих включень при лазерній обробці сталі. / Губенко С.І., Беспалько В.М., Нікульченко І.О. // Металознавство та обробка металів. – 2017. - №2 (87). - С. 54 - 59.
139. Петров С.В. Плазма продуктов сгорания в инженерии поверхности / Петров С.В., Сааков А.Г. // Киев: ТОПАС. - 2000. – 220 с.
140. Авторское свидетельство СССР 1608234, С21 Д9/34. Способ восстановления профиля поверхности катания колес рельсового транспорта / Иванов И.А., Продан Н.С., Урушев С.В., Машнев М.М., Богданов А.Ф., Жуков Д.А., Губенко С.И. // – Открытия. Изобретения. – 1990. - №43.
141. Иванов И.А. Повышение работоспособности колес рельсового транспорта при ремонте технологическими методами / Иванов И.А., Урушев С.В., Ситарж М., Будюкин А.М. // С-Пб.: изд-во ПГУПС. - 1996. – 124 с.
142. Узлов И.Г. Колесная сталь / Узлов И.Г., Есаулов А.Т. // К.: Техніка. -1985. - 168с.
143. Губенко С.И. Некоторые структурные аспекты колёсной стали, определяющие качество железнодорожных колёс: материалы 3-й Международной конференции «Трансмет - 2007» / Губенко С.И. // В кн. «Современные технологии производства транспортного металла». – Екатеринбург: УГТУ – УПИ. - 2007. – С. 88 - 113.
144. Кушнер В.С., Влияние структуры и механических характеристик колесных сталей на изнашивание и режимы восстановления профиля колесных пар / Кушнер В.С., Кутько А.А., Воробьев А.А., Губенко С.И., Иванов И.А., Керенцев Д.Е. // Минобрнауки России, ОмГТУ, Омск.: изд. ОмГТУ. – 2015. - 224с.
145. Губенко С.И. О проблеме подреза гребней железнодорожных колес при эксплуатации. / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Збірка праць XV

Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра», Київ, НТУУ «КПІ». - 2017. - С. 365 – 383.

ДОДАТКИ

Додаток 1.

ПРОТОКОЛ
угода про наміри
м. Дніпропетровськ 18.05 2017р

ТОВ «Інтерпайп Менеджмент»
Національна металургійна академія України

1. Сторони виходять із того, що інтересам кожної з них відповідає створення на базі ТОВ «Інтерпайп Менеджмент» ділянки локальної лазерної обробки поверхні ковзання залізничних коліс й вони мають намір сприяти його здійсненню. В основу даного проекту покладені результати дисертаційної роботи І.О. Нікульченко, у якій розглянуті закономірності формування структури колісної сталі при лазерній обробці та впливу неметалевих включень на локальне зміцнення, що дозволить підвищити надійність та довговічність залізничних коліс.
2. У цих цілях кожна сторона буде збирати необхідну інформацію, розробляти проекти документів і т.п.
3. Для ухвалення остаточного рішення про можливість реалізації вищезгаданого рішення про можливість реалізації вищезгаданого проекту повноважені представники сторін зустрічаються не пізніше 31. 06. 18р.
4. Дана угода є попередньою та не накладає на її учасників ніяких фінансових і юридичних зобов'язань.

Угоду підписали:

від ТОВ «Інтерпайп Менеджмент»



І.О. Ссаулов

Директор по науково-дослідницьким роботам і технології процесів
ТОВ «Інтерпайп Менеджмент»



від Національної металургійної академії України

Ю.С. Проїдак

Проректор з наукової роботи
Національної металургійної академії України

 С.І. Губенко

Д.т.н., професор кафедри
матеріалознавства НМетАУ

Додаток 2.

ЗАТВЕРДЖУЮ
Перший проректор
Національної металургійної академії України

В.П. Іващенко
2017 р.



ДОВІДКА

про впровадження результатів дисертаційної роботи
аспіранта Нікульченко І.О. на тему: «Вплив неметалевих включень на
структурутворення та зміцнення поверхневого шару з підвищеними
механічними властивостями в сталях при лазерній обробці»
у навчальний процес кафедри матеріалознавства
ім. Ю.М. Тарана-Жовніра

Наукові результати та технічні рішення, що отримані Нікульченко Ігорем Олександровичем у рамках дисертаційної роботи на тему: «Вплив неметалевих включень на структурутворення та зміцнення поверхневого шару з підвищеними механічними властивостями в сталях при лазерній обробці», впроваджені у навчальний процес на кафедрі матеріалознавства при викладанні дисциплін «Матеріалознавство», «Теорія і технологія конденсованого стану», «Функціональні матеріали», «Фізичні основи пластичної деформації», написанні навчального посібника С.І. Губенко, В.М. Беспалько, І.О. Нікульченко «Зміцнення металевих матеріалів при лазерній обробці» (Дніпро, НМетАУ, 2016, 42с.), а також використовуються при виконанні студентами кафедри магістерських робіт і випускних робіт бакалаврів.

Завідуючий кафедри
матеріалознавства д.т.н.,
проф.



Куцова В.З.

ПРЕЗИДІЯ
НАЦІОНАЛЬНОЇ
АКАДЕМІЇ НАУК
УКРАЇНИ

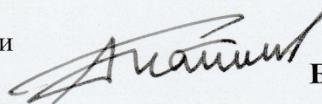
НАГОРОДЖУЄ
ГРАМОТОЮ

аспіранта
Національної металургійної академії України

НІКУЛЬЧЕНКА Ігоря Олександровича

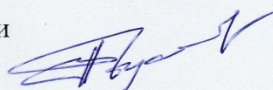
*за роботу «Утворення градієнтних і композитних зон
поблизу неметалевих включень як фактор зміцнення
сталей при лазерній дії»*

Президент
Національної академії наук України
академік НАН України



Б.Є.Патон

Головний учений секретар
Національної академії наук України
академік НАН України



В.Л.Богданов

8 лютого 2017 року

Додаток 4.

Список публікацій І.О. Нікульченко

1. Gubenko S. Influence of non-metallic inclusions on the strengthening of steel under laser action / Gubenko S., Nikulchenko I. // Material Science. Non-equilibrium Phase Transformations. - Bulgary, Varna. -2015.- N3.- P. 18 - 24.
2. Губенко С.И. Градиентные и композитные зоны контактного взаимодействия включений и стальной матрицы после лазерного воздействия / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Строительство, материаловедение, машиностроение., Днепропетровск, ГВУЗ “ПГАСА”. – 2015.- Сб. науч. тр., вып. 80.- С.118 – 122.
3. Губенко С.И. Исследование превращений в неметаллических включениях методом высокотемпературной металлографии / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Строительство, материаловедение, машиностроение Дніпро, ГВУЗ “ПГАСА”. - 2016.- Сб. науч. тр., вып. 89.- С. 55 – 61.
4. Губенко С.И. Влияние лазерной обработки на «горячее» и «холодное» проскальзывание включений и стальной матрицы / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Строительство, материаловедение, машиностроение Днепр, ГВУЗ “ПГАСА”. – 2017. - Сб. науч. тр., вып. 95. - С. 61 - 66.
5. Губенко С.И. Особенности строения зон насыщения стальной матрицы вблизи неметаллических включений после лазерного воздействия / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2016. - №4. - С. 22 - 28.
6. Губенко С.И. Влияние лазерной обработки на структуру колесной стали / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Металознавство та термічна обробка металів. – 2017. - №1 (76). - С. 34 – 41.
7. Губенко С.І. Зміцнення металевих матеріалів при лазерній обробці. Навчальний посібник / Губенко С.І., Беспалько В.М., Нікульченко І.О. // Дніпропетровськ: НМетАУ. - 2016. - 42с.

8. Gubenko S. Structure of local zones between non-metallic inclusions and steel matrix after laser treatment. Колективна монографія. New Technologies and Achievements in Metalurgy, Materials Engineering and Production Engineering. Collective monograph / Gubenko S., Proidak U., Nikulchenko I. // Seria Monography Chestochowa University of Technology, Poland, Chestochow. – 2015. –N48.- P. 303 – 309.
9. Gubenko S. Formation of cracks near non-metallic inclusions after laser action and deformation. Колективна монографія. New Technologies and Achievements in Metalurgy, Materials Engineering and Production Engineering / Gubenko S., Proidak U., Nikulchenko I. // Seria Monography Chestochowa University of Technology, Poland, Chestochowa. -2016.-N56.- P. 396 – 400.
10. Губенко С.И. Образование микротрещин вблизи включений при деформации после лазерного воздействия / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Материалы Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании», Болгария, Варна. – 2016. - X11.- С. 95 – 100.
11. Губенко С.И. О возможности влияния на когезивную прочность границ включение–матрица стали / Губенко С.И., Никульченко И.А. // “Вісник” УМТ Українське матеріалознавче товариство ім. І.М. Францевича. -2016. - Випуск №9. - С. 40 - 48.
12. Губенко С.И., Влияние лазерной обработки на структуру и свойства колесной стали / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Материалы X11I Международной конференции «Стратегия качества в промышленности и образовании», Болгария, Варна. – 2017. - - С. 65 - 70.
13. Губенко С.І. Особливості швидкісного плавлення та твердіння неметалевих включень при лазерній обробці сталі / Губенко С.І., Беспалько В.М., Нікульченко І.О. // Металознавство та обробка металів. – 2017. - №2 (87). - С. 54 - 59.
14. Губенко С.И. Скоростные плавление и кристаллизация неметаллических включений в сталях при лазерном воздействии / Губенко С.И, Никульченко И.А.

// 36. Праць XIV Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра», Київ, НТУУ «КПІ». -2016. - С. 297-306.

15. Губенко С.И. О проблеме подреза гребней железнодорожных колес при эксплуатации / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Збірка праць XV Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра», Київ, НТУУ «КПІ». - 2017. - С. 365 – 383.

16. Губенко С.И. Влияние лазерного воздействия на образование трещин вблизи включений / Губенко С.И., Никульченко И.А. // Збірка праць VIII міжнародної конференції молодих вчених «Молоді вчені - від теорії до практики 2017», Дніпро, НМетАУ.-2017. - С. 99 - 102.

17. Губенко С.И. Влияние структуры зоны насыщения стальной матрицы, полученной при лазерной обработке на развитие трещин вблизи неметаллических включений при последующей деформации / Губенко С.И., Беспалько В.Н., Никульченко И.А. // Металургійна та гірничорудна промисловість. – 2017.- №3. - С. 63 - 69.

Список науково-технічних конференцій І.О. Нікульченко:

Стародубівські читання «Будівництво, матеріалознавство, машинобудування» (Дніпро, 2015, 2016, 2017 pp.), міжнародна наукова конференція “Material science. Nonequilibrium Phase Transformations” (Varna, 2015 p.), XVII - XIII Міжнародна молодіжна науково-практична конференція "Людина і космос" (Дніпро, 2015, 2016 pp.), Міжнародна науково-технічна конференція «Неметалеві вкrapлення і гази в сталях» (Запоріжжя, 2015p.), XII - XIII Міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості і освіті» (Болгарія, Варна, 2016, 2017 p.); XVI - XVII International Scientific Conference Chestochowa University of Technology. Chestochowa, 2015, 2016 pp.), XIV Всеукраїнська науково-практична конференція «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра» НТУУ «КПІ». (Київ, 2016, 2017 pp.), IX Міжнародна конференція молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів» (Київ, 2016 p.), конференція «Молода академія 2016» ІЧМ. (Дніпро, 2016), VIII міжнародна конференція «Молоді вчені - від теорії до практики 2017» (Дніпро, 2017 p.), Міжнародна інтернет-конференція «Прикладні науково-технічні дослідження», (Івано-Франківськ, 2017 p.), IX – X конференції «Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів» НТУУ «КПІ» (Київ. 2016. 2017 pp.), I Всеукраїнській науково-технічній конференції молодих вчених «Наука і металургія» (Дніпро, ІЧМ, 2017), на науковому семінарі кафедри матеріалознавства (Дніпро, 2017 p.).

