

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА СТЕПЕНЬ ОДНОРОДНОСТИ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ СТАЛЕЙ ПРИ ЛА- ЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Досліджені структурні зміни в сталій матриці поблизу неметалевих включень різних типів при лазерній обробці. Вивчена поведінка включень з різною температурою плавлення в момент лазерної дії, що визначає характер взаємодії їх з металевою матрицею в умовах аномального масопереносу. Досліджені особливості мікронеоднорідного зміцнення сталей при лазерній обробці. Визначено сумарний зміцнюючий ефект від дії різних факторів поблизу неметалевих включень.

Исследованы структурные изменения в стальной матрице вблизи неметаллических включений разных типов при лазерной обработке. Изучено поведение включений с разной температурой плавления в момент лазерного воздействия, определяющее характер взаимодействия их с металлической матрицей в условиях аномального массопереноса. Исследованы особенности микронеоднородного упрочнения сталей при лазерной обработке. Определен суммарный упрочняющий эффект от действия разных факторов вблизи неметаллических включений.

Structural changes in steel matrix near different types of non-metallic inclusions were investigated. Behaviour of inclusions with different temperature of melting in the moment of laser influence which determine character of their interaction with metal matrix by abnormal mass transfer was investigated. Peculiarities of micro inhomogeneous strengthening of steels by laser treatment were investigated. Sum strengthening effect from different factors near nonmetallic inclusions was determined.

Лазерная обработка сталей представляет собой одно из наиболее перспективных воздействий в современной металлообработке. В настоящее время остро стоит проблема повышения качества существующих и создания новых сталей и покрытий, отвечающих возросшим требованиям к конструкционной прочности, износостойкости и других механических и функциональных характеристик. Все стали содержат неметаллические включения, которые принимают участие в процессах и явлениях, происходящих при лазерном воздействии, поэтому необходимо изучение влияния неметаллических включений на фазовые и структурные изменения в стальной матрице, а также превращений в самих включениях. Несмотря на появление большого количества работ по изучению структуры и свойств, а также механизма упрочнения сталей, подвергаемых лазерному воздействию, мало исследованным остается вопрос поведения включений при лазерной обработке и их влияния на структуру упрочненного слоя [1].

Материалы и методики исследований

Для исследования были выбраны стали ШХ15, НБ-57, Р6М5, обработка которых лазерным излучением производится в промышленности до-

вольно широко, а также сталь 60Г и группа низкоуглеродистых сталей 08кп, 08Х, 08Т, ЭЗ, 08Ю, 08ГСЮТФ, 08Х18Н10Т, содержащих различные по составу включения и имеющих, по сравнению с первой группой сталей, более простую однофазную, иногда с небольшим количеством второй фазы, матрицу, что позволило использовать их как модельные сплавы. Образцы сталей с предварительно полированной поверхностью подвергали лазерному облучению на установках ГОС-30М и КВАНТ-16 при напряжении накачки 2,5 кВ и энергии импульса при энергии импульса 10, 18, 25 и 30 Дж. Скорость нагрева составляла 10^5 °С/с, время воздействия импульса – (1,0, 2,5, 3,6, 4,2 и 6,0)· 10^{-3} с, скорость охлаждения - 10^6 °С/с. При лазерном воздействии на образец происходит тепловое травление поверхности шлифа, что позволяет исследовать структурные изменения в локальных участках вблизи включений. Кроме микроструктурных исследований проводили измерение микротвердости в участках матрицы, прилегающих к включениям и вдали от включений на приборе ПМТ-3 с малыми нагрузками на индентер (5-20 Гс). Для разных типов включений производили замеры из 15-20 включений по 3-8 уколов у каждого. Средняя квадратичная ошибка составляла 15-23 %.

По результатам измерения микротвердости матрицы вблизи включения (H_m^e) и вдали от него (H_m) определяли коэффициент K_e , показывающий влияние включения на упрочнение стальной матрицы:

$$K_e = H_m^e / H_m \quad (1)$$

Идентификацию неметаллических включений проводили несколькими методами, сочетание которых определялось задачами исследования и методическими возможностями: металлографический (“Neophot -21”) – светлое и темное поле, поляризованный свет; петрографический; микрорентгеноспектральный (MS-46 “Самеса”, “Nanolab -7”); электронномикроскопический. Микроструктуру матрицы изучаемых материалов вблизи включений исследовали металлографическим методом на микроскопе “Neophot -21”.

Результаты исследований и их обсуждение

При лазерном воздействии во включениях и матрице сталей вблизи включений происходят изменения. Так как лазерное излучение неоднородно по сечению, температурное поле в зоне облучения также неоднородно [2] и на одном пятне облучения встречаются участки с оплавлением стали и без оплавления. Поведение включений определяется их типом [1, 3-5]. Тугоплавкие включения TiN, TiCN, TiO, TiO₂, Cr₂O₃, SiO₂, Al₂O₃, MnO·Cr₂O₃, FeO·Cr₂O₃, MnO·Al₂O₃, MgO·Al₂O₃, FeO·Al₂O₃ при лазерном воздействии оплавляются или остаются в твердом состоянии (рис.1, а-в). Матрица вблизи включений также либо плавится, либо остается твердой.

При этом происходит массоперенос элементов включения в матрицу и обогащение окружающей матрицы титаном, хромом, ванадием, алюминием и другими элементами включений, выявляющееся тепловым травлением, а также микрорентгеноспектральным анализом. При резком охлаждении по-

сле лазерного воздействия избыточное количество элементов включения фиксируется в твердом растворе, что приводит к существенному повышению микротвердости в локальных участках матрицы, окружающих включения (табл.1).

Включения FeO , $FeO-MnO$, $FeO-TiO_2$ имеют более низкие температуры плавления, чем перечисленные выше тугоплавкие включения. Поэтому включения второй группы в момент лазерного воздействия могут быть жидкими, оплавляются с поверхности или остаются твердыми (рис.1, г,д). Микротвердость матрицы вблизи включений возрастает (табл.1). Включения, находящиеся у края пятна, оплаваются незначительно. Во включениях, представляющих собой пересыщенные твердые растворы типа $FeO - MnO$, под действием лазерного облучения произошло выделение дисперсных частиц избыточных фаз, близких по составу и структуре к шпинели $MnO \cdot Fe_2O_3$.

Силикаты, в зависимости от типа стали, в которой они находятся, имеют разный состав. Включения SiO_2 при облучении сталей ЭЗ, 08ГСЮТФ, 08кп оплаваются с поверхности (рис.1,е), что приводит к насыщению окружающей матрицы кремнием. Некоторые включения SiO_2 оплавившиеся с поверхности, после облучения содержат небольшое количество железа и марганца в тонком поверхностном слое. Насыщение матрицы кремнием, приводящее к увеличению микротвердости, происходит и в случаях, когда включения остаются при облучении твердыми (табл.1), хотя величина коэффициента K_v при этом несколько ниже, чем при оплавлении включений.

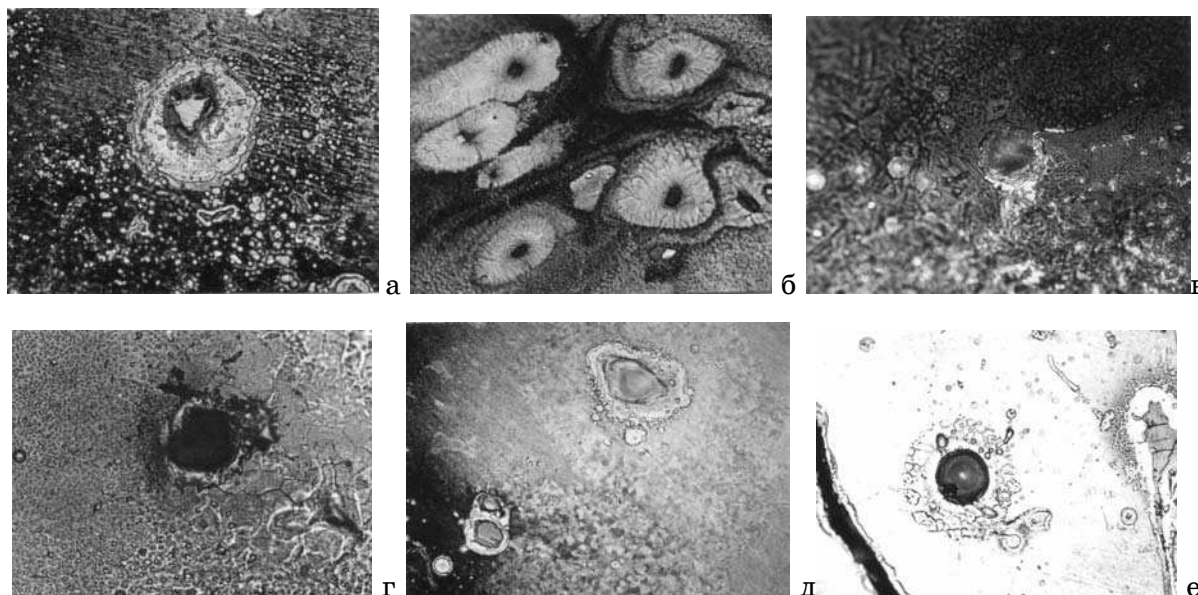


Рисунок 1 – Оплавившиеся включения в зоне лазерного воздействия: а- TiCN (08Т), б- TiO2 (08X18H10Т), в- Cr2O3 (08X), г- FeO (08кп), д,е- SiO2 (ЭЗ); х50

Таблиця 1

Значения микротвердости матрицы вблизи включений (H_M^e) и вдали от них (H_M), а также коэффициентов K_B для включений, выходящих на поверхность образца

Включение	Состояние включения при облучении*	Марка Стали	Состояние матрицы при облучении	H_M , x 10, МПа	H_M^e , x 10, МПа	K_B
1	2	3	4	5	6	7
TiN, TiCN	т, опл	08Т	ж	280	509,6	1,82
TiN, TiCN	т	08X18H10Т	ж	275	442,8	1,61
TiO, TiO ₂	т	08Т	ж	280	439,6	1,57
FeO-TiO ₂	опл	08Т	т	280	467,6	1,67
TiO, TiO ₂	т	08X18H10Т	т	275	437,3	1,59
FeO-TiO ₂	опл	08X18H10Т	ж	275	511,5	1,86
Cr ₂ O ₃ , FeO·Cr ₂ O ₃ MnO·Cr ₂ O ₃	опл	08X	ж	256	458,2	1,79
Cr ₂ O ₃ , FeO·Cr ₂ O ₃ MnO·Cr ₂ O ₃	опл	ШХ15	ж	750	1365,0	1,82
Al ₂ O ₃ , FeO·Al ₂ O ₃ MnO·Al ₂ O ₃ MgO·Al ₂ O ₃	т/ опл	08Ю	т/ ж	286	451,9/ 517,7	1,58/ 1,81
Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃	опл	ШХ15	ж	750	1290,0	1,72
FeO, FeO-MnO	ж/ опл	08кп	ж/ т	260	465,4/ 413,4	1,79/ 1,59
SiO ₂	т	ЭЗ	т	268	385,9	1,44
SiO ₂	опл	08кп	ж	202	341,4	1,69
SiO ₂	т	08ГСЮТФ	ж	470	770,8	1,64
MnO·SiO ₂ 2MnO·SiO ₂ FeO·SiO ₂	ж	НБ-57	ж	748	1129,5	1,52
FeS-(Fe,Mn)S FeO-(Fe,Mn)S	ж	НБ-57	ж/ т	748	1226,7/ 1166,9	1,64/ 1,56
FeS-MnS	ж	ШХ15	ж	750	1192,5	1,59
MnS, (Mn,Fe)S MnS-FeS	ж	08кп	т/ ж		397,1/ 431,3	1,51/ 1,64

*Примечание: т – твердое; ж – жидкое; опл. – оплавление.

Легкоплавкие включения сульфидов, силикатов и их эвтектик FeS-MnS, (Fe,Mn)S, MnO·SiO₂, FeO·SiO₂, 2MnO·SiO₂, (Fe,Mn)S, FeS, FeO-(Fe,Mn)S, MnS-(Fe,Mn)S при лазерном воздействии расплавляются, матрица стали вблизи включений может оплавляться или оставаться твердой. Рас-

плавляються практично всі включення, незалежно від того, знаходяться вони в центрі або у краю пляма облучення (рис.2,а-г). Включення, пересікаючі границю розділа облученої і не облученої сталі, расплавились частинно (рис.2,д). Жидкі включення можуть выбиватися ударною хвилею з свого русла. Включення, пересікаючі границю пляма облучення, расплавились частинно: частини включень, знаходячися поза пляма, залишились твердими. Локальні частини матриці поблизу расплавившихся включень насичаються елементами включень, що викликає підвищення мікротвердості (табл.1). Після закінчення лазерного впливу включення кристалізуються з високою швидкістю навколо колишнього русла і після кристалізації включень їх русла залишаються незаповненими (рис.2,ж). Во включеннях видно зернисту структуру, виявлену тепловим травленням (рис.2,е) і дрібні мікротріщини.

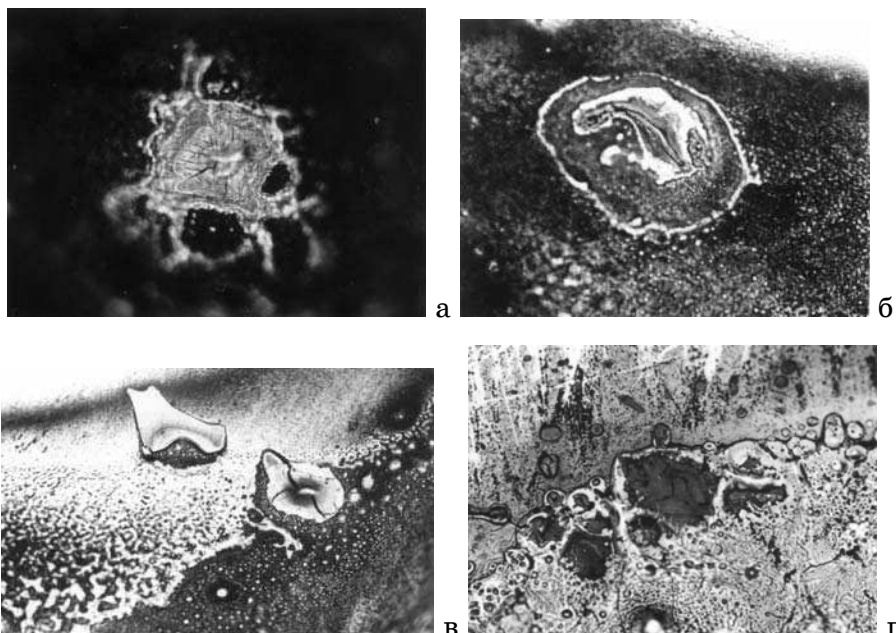
При аналізі результатів дослідження слід враховувати особливості лазерної обробки, що відрізняють її від інших видів термічної обробки. К цим особливостям слід віднести: значительну енергію імпульсу; високу удельну потужність випромінювання; короткочасність впливу; великі швидкості нагріву і охолодження, що призводять до протікання структурних і фазових перетворень з дуже високою швидкістю.

В наявній літературі поки не зроблено строгих кількісних розрахунків теплового, концентраційного і епрутного полів, які дозволили б з'ясувати, якого розподілу температури, концентрації компонентів, напружень і деформацій, обумовлені специфікою впливу променя лазера. В силу неоднорідності випромінювання по сеченню температурне поле в зоні облучення неоднорідно. Крім того, слід враховувати вплив включень на розподіл температури, оскільки вони мають більшу поглинальну здатність, ніж матриця сталі [6], а також різну теплопровідність включень і матриці, що посилює температурну неоднорідність.

Вплив променя лазера подібно вибуху. В ударних хвилях розвиваються великі тиски [7], що призводять до пластичної релаксації і своєрідному механізму масопереносу, які проявляють себе за дуже недовгий час ударного стиснення. При тиску ударного стиснення нормальні напруження в сталі перевищують межу текучості, а касательні напруження стають вище критичного значення і матеріал тече. В результаті йде розмноження дислокацій, відбуваються дислокаційні реакції, що включаються до взаємодії дислокацій різних знаків в суміжних площинах ковзання, що сприяє виникненню ґанґанґій, або взаємодії дислокацій в пересікаючих площинах ковзання, що призводить до виникнення ступінок на дислокаціях, рух яких залишає слід у вигляді вакансій або міжвузельних атомів (модель Ван-Бюрена). Густина дислокацій в зоні лазерного впливу досягає 10^9-10^{12} см⁻², крім того, утворюються дислокаційні ґратки. Джерелом вакансій, крім дислокаційних реакцій, слугує висока енергія

лазерного облучения, создающая и поддерживающая в период воздействия значительную концентрацию неравновесных вакансий.

Импульсное лазерное воздействие вызывает не только образование новых дислокаций, но и перераспределение ранее существовавших путем взаимодействия с новыми дислокациями. Релаксация напряжений в зоне лазерного воздействия осуществляется путем пластических сдвигов и поворотов, а также двойникованием. В структуре стали можно наблюдать следы скольжения нескольких систем, деформационные факелы и вихри, двойники нескольких систем, зоны деформации сбросом, характер которых свидетельствует о высокоскоростном протекании пластической деформации [8]. При импульсном нагружении увеличивается число систем скольжения и двойникования, эффективность действия которых зависит от их ориентировки по отношению к ударной волне. Кратковременность и локальность лазерного воздействия способствуют стесненности пластической деформации, когда при определенных условиях осуществляются локальные пластические повороты микрообластей. Неодинаковость пластической деформации зерен, имеющих различную ориентировку, порождает стыковые дисклинации [9]. Связанные с ними поля упругих напряжений могут релаксировать за счет дополнительных пластических поворотов решетки сопрягающихся зерен. Микропластические процессы релаксации напряжений локализуются вблизи включений, где наблюдаются зоны сдвигово – ротационной деформации.



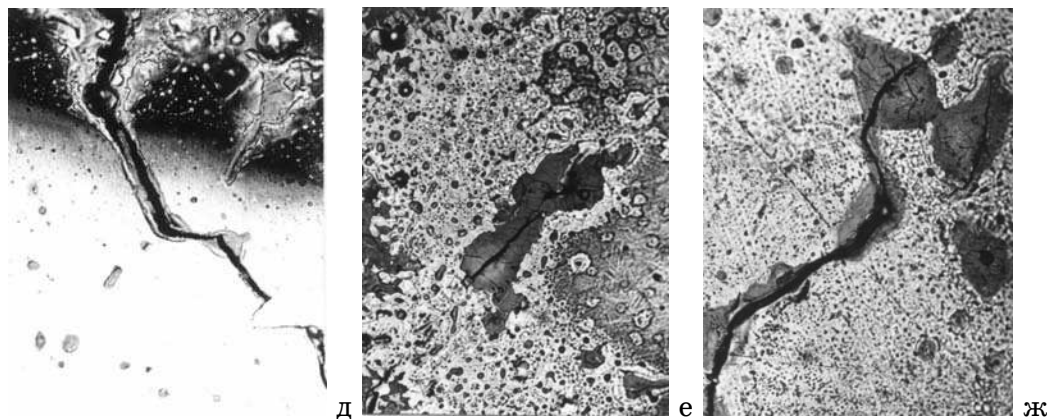


Рисунок 2 – Расплавившиеся включения после лазерного воздействия: а - $MnO-SiO_2$ (НВ-57), б,в- $FeS-(Mn,Fe)S$ (НВ-57), г-ж $(Mn,Fe)S$ (08кп); х 500.

Поскольку в зоне лазерного воздействия повышается температура, в матрице сталей с высокой скоростью происходят и рекристаллизационные процессы, имеющие динамический характер и определяющиеся типом стали и её исходным состоянием: возможны динамические полигонизация, первичная, вторичная и собирательная рекристаллизации, сопровождающиеся расщеплением границ зерен и образованием специальных границ [8]. В зоне лазерного воздействия возникает слабо развитая кристаллографическая текстура (100), т.е. часть зерен ориентирована этой плоскостью параллельно поверхности образца [10]. Частицы включений способствуют зарождению рекристаллизованных зерен, как и при обычном отжиге стали (см. рис.1,б).

Представляет интерес сравнить релаксационные процессы вблизи включений не только при статическом (квазистатическом) и динамическом нагружении, но и при статическом и динамическом нагреве. Последним является лазерное воздействие, которое, по существу, представляет собой тепловой удар. При резком нагреве до высоких температур в ударных волнах развиваются большие давления, создающие вблизи включений концентрацию термических и деформационных напряжений, для релаксации которых существует крайне малое время ударного сжатия. Описанные условия провоцируют лавинную релаксацию напряжений вблизи включений, где появляются сложно-деформированные зоны (рис.3), свидетельствующие о высокоскоростных сдвигово-поворотных процессах пластической деформации с элементами волнового характера. В отдельных участках этих зон есть признаки процессов возврата, и все же, несмотря на довольно значительную температуру нагрева, основным механизмом релаксации напряжений является высокоскоростная пластическая деформация.

Малое время, отведенное на релаксацию напряжений, практически оставляет мало шансов для протекания рекристаллизации вблизи включений, однако возможны процессы динамического возврата. Лишь в единичных случаях она проявилась вблизи включений в виде рекристаллизованных зерен специфического лепесткового характера (см. рис.1,б), свидетельст-

вующих о нескольких центрах термической релаксации вблизи одного включения. Размер зоны пластической релаксации составляет около 2-3 радиусов включения.



Рисунок 3 – Пластическая релаксация напряжений вблизи включения при лазерном воздействии; $\times 500$

Следует отметить, что, несмотря на кратковременное воздействие, энергия лазерного луча оказалась достаточной для оплавления весьма тугоплавких включений, а также для развития процессов массопереноса, заключающихся в обогащении окружающей матрицы элементами, входящими в состав включений (рис.4) и перехода элементов матрицы в поверхностную зону включений.

Движущей силой обмена атомами через границу является перепад химических потенциалов элементов, содержащихся во включении и окружающей матрице. Коэффициенты диффузии атомов решетки (железа) и атомов замещения вблизи температур плавления сталей в случае лазерного облучения превышают равновесную величину на порядок [7], коэффициенты диффузии атомов внедрения возрастают еще больше. Следует отметить возможность ионизации атомов компонентов стали и включений под действием облучения, что также влияет на скорость массопереноса. Для импульсного нагружения характерно также аномальное ускорение массопереноса [11]. Процессы массопереноса, протекающие при лазерном воздействии, облегчаются нагревом до высоких температур и движением дефектов кристаллического строения, возникающих при тепловом ударе, плавлением и конвективным массопереносом, электронным и электромагнитным взаимодействием включений и матрицы, образованием в поверхностных участках включений зон с повышенной плотностью дислокаций. В неравновесных условиях лазерного воздействия направленный массоперенос элементов через границы включение-матрица является комплексной величиной, зависящей от уровня и неоднородности достигаемых температур, напряжений, химических потенциалов элементов и других факторов:

$$\frac{\partial M}{\partial t} = -D_c \cdot \frac{\partial c}{\partial x} \pm D_T \cdot \frac{\partial T}{\partial x} + D_\sigma \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial x} \pm D_E \cdot \frac{\partial E}{\partial x} + \dots \quad (2)$$

где $\frac{\partial M}{\partial t}$ – скорость массопереноса элемента через границу включение-матрица; $\frac{\partial c}{\partial x}$, $\frac{\partial T}{\partial x}$, $\frac{\partial \sigma}{\partial x}$, $\frac{\partial E}{\partial x}$ – градиенты соответственно концентрации, температуры, напряжений, электрического поля; D_c , D_T , D_σ , D_E – коэффици-

енты диффузии, обусловленные соответственно градиентами концентрации, температуры, напряжений, электрического поля.

Зона матрицы, прилегающая к включениям, насыщается компонентами включений, причем и в случаях оплавления включений и матрицы, и в твердом состоянии. Анализ участков стальной матрицы, прилегающих к включению, показал, что их структура неоднородна. Возможны несколько вариантов их строения, выявленного тепловым травлением в процессе лазерного воздействия (см. рис. 1-2). Это может быть одна зона, либо две или три; при этом в неметаллическом включении может вовсе не быть приповерхностной зоны, либо может быть одна или две зоны насыщения. Количество зон в матрице вблизи включений не зависело от типа и состояния включения в момент лазерного воздействия, однако зависело от режима лазерной обработки (табл. 2): чем выше энергия импульса и больше время воздействия, тем больше тенденция к появлению многослойных формирований. Это обусловлено активацией процесса массопереноса элементов из включений в матрицу при увеличении энергии лазерного импульса и увеличении возможности его реализации при росте продолжительности воздействия.

Таблица 2

Влияние режима лазерного воздействия на количество зон насыщения матрицы вблизи включений

Включение, сталь	W _{имп} , Дж	τ _{имп} , 10 ⁻³ , с				
		1,0	2,5	3,6	4,2	6,0
MnO·Al ₂ O ₃ , 60Г, 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, 60Г, 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

Самая высокая степень насыщения оплавившейся матрицы наблюдается вблизи оплавившихся включений, менее насыщается оплавившаяся матрица у твердых включений и еще менее насыщается твердая матрица у твердых включений, поскольку скорость диффузии элементов в жидкой фазе значительно выше, чем в твердой. Поверхность включений, особенно в случаях их оплавления, насыщается компонентами матрицы благодаря движению атомов матрицы в противоположном направлении, что подтверждается результатами микрорентгено-спектрального анализа и ОЖЕ-спектроскопии. В условиях резкого охлаждения атомы элементов, перешедшие из включений в матрицу, фиксируются в твердом растворе. Зоны матрицы вблизи включений представляют собой пересыщенный компонентами включений твердый раствор.

Результаты изучения распределения микротвердости матрицы непосредственно на облученной поверхности показали, что вблизи включений микротвердость значительно превышает среднее значение микротвердости матрицы вдали от включений. Величина микротвердости матрицы зависит от типа стали, поскольку степень упрочнения стали в процессе лазерного облучения и закалки зависит от ее состава и структуры, определяющих механизм упрочнения. Суммарный эффект достигается от влияния повышенного количества дефектов структуры, пластических сдвигов и поворотов, высокотемпературного наклепа, мартенситного превращения, растворения карбидов и фиксирования углерода и легирующих элементов в твердом растворе, а также микрохимической неоднородности. В локальных зонах матрицы вблизи включений эти факторы также действуют, однако увеличение микротвердости матрицы в этих участках свидетельствует о специфическом влиянии включений, степень которого характеризуется величиной коэффициента K_v .

Величина микротвердости матрицы вблизи включения и значение коэффициента K_v зависят от состояния включения и матрицы в момент облучения. Значения H_m и K_v максимальны при оплавлении всех видов включений и матрицы, уменьшаются в случаях оплавления матрицы у твердых включений и минимальны в случаях твердого состояния включений и матрицы. Это объясняется тем, что максимально элементами включений насыщается жидкая матрица при оплавлении или полном расплавлении включений. Следует отметить, что значения коэффициентов K_v при лазерном воздействии значительно превышают аналогичные коэффициенты, определенные при исследовании термических напряжений, обусловленных различным сжатием включений и матрицы при охлаждении [12]. Значения коэффициентов K_v при лазерном облучении находятся в пределах 1,44-1,86, величина коэффициентов K чисто термического происхождения для охлажденной на воздухе стали – 1,05-1,35. При лазерном воздействии значения микротвердости и коэффициентов K_v в матрице вблизи включений возрастают вследствие действия тех же факторов, что и вдали от включений, а также возникновения термических напряжений. Специфическое влияние включений проявляется в насыщении и пересыщении прилегающих участков матрицы компонентами включений, возникновении термических напряжений и локализации релаксационных процессов (деформационного и рекристаллизационного), имеющих высокоскоростной характер.

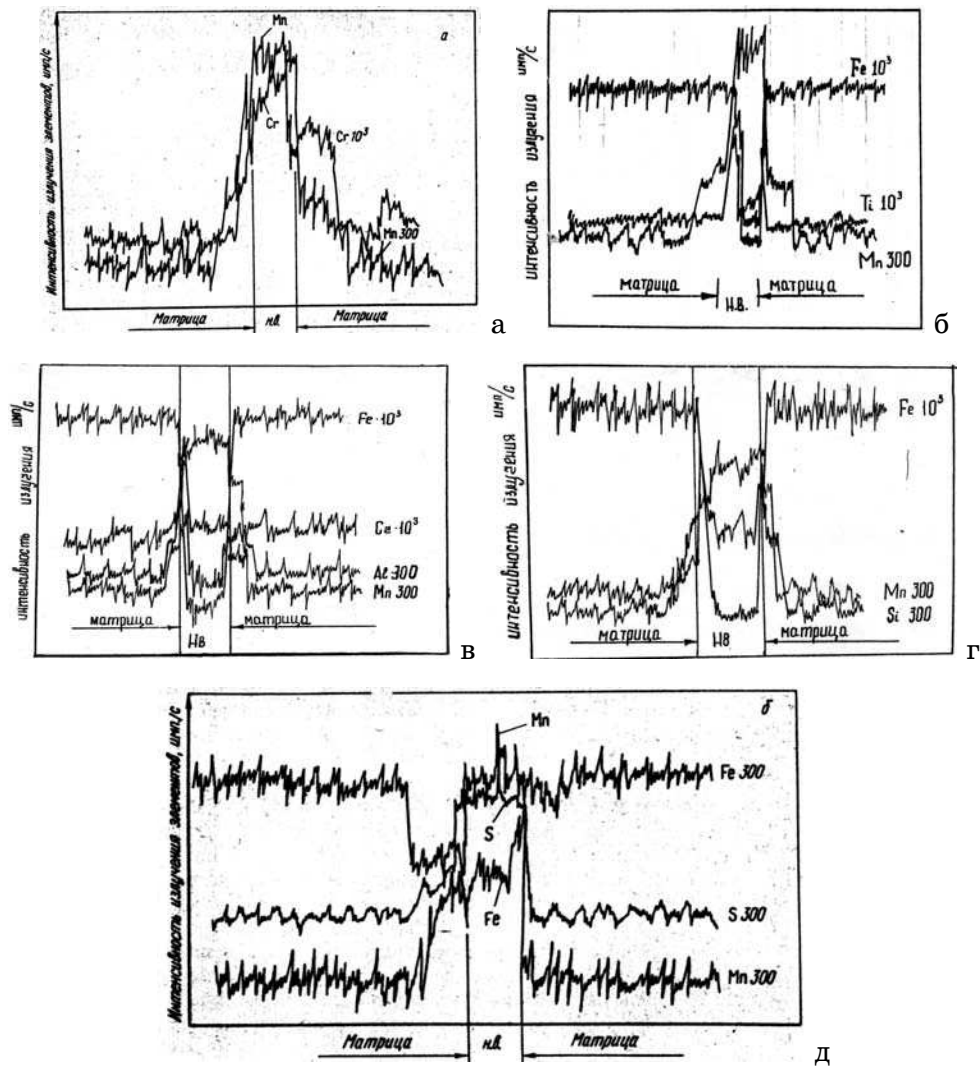


Рисунок 4 – Распределение элементов во включении и матрице после лазерного воздействия

Кроме того, необходимо учитывать влияние на упрочнение сталей процессов фазовых и структурных изменений, происходящих в поверхностных слоях неметаллических включений при взаимодействии их с матрицей, а также локальных изменений в самих межфазных границах включение-матрица [13]. Суммарный упрочняющий эффект от действия различных факторов выглядит следующим образом:

$$\sigma = \sigma_{\text{выс}} + \sigma_{\text{фаз}} + \sigma_{\text{лег}}^{\text{K}} + \sigma_{\text{M/ХИМ}} + \sigma_{\text{терм}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{деф}} + \sigma_{\text{рекр}} + \sigma_{\text{лег}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{комп}}^{\text{M}} + \sigma_{\text{дисп}}^{\text{M}} + \sigma_{\text{МФГ}} + \sigma_{\text{комп}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{дисп}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{ГФ}} \quad (3)$$

где $\sigma_{\text{выс}}$ - напряжения от высокотемпературного наклепа; $\sigma_{\text{фаз}}$ - напряжения от фазового наклепа при нагреве и охлаждении, в том числе при локальном влиянии включений на сдвиговые превращения в стальной матрице; $\sigma_{\text{лег}}^{\text{K}}$ - упрочнение локальных зон растворения карбидов и микролегирования матрицы; $\sigma_{\text{M/ХИМ}}$ - упрочнение от микрохимической неоднородности; $\sigma_{\text{терм}}^{\text{B}}$ - напряжения вблизи границ включение-матрица, обусловленные различием коэффициентов термического расширения (сжатия) матрицы и включения и зависящие от типа, формы и размера включения; $\sigma_{\text{деф}}$ - де-

формационное упрочнение от протекания релаксационных процессов высокоскоростного характера; $\sigma_{\text{рекр}}$ - напряжения от локализованных вблизи включений процессов возврата и рекристаллизации; $\sigma_{\text{лег}}^{\text{B}}$ - упрочнение прилегающих к включениям зон матрицы в результате микролегирования при частичной диссоциации (растворении) включений; $\sigma_{\text{комп}}^{\text{M}}$ - упрочнение в результате образования вблизи включений композиционных участков матрицы – зон насыщения; $\sigma_{\text{дисп}}^{\text{M}}$ - упрочнение в результате образования дисперсных «сателлитных» частиц вблизи исходных включений, а также уменьшения средних размеров и объемной доли неметаллических включений [13]; $\sigma_{\text{МФГ}}$ - упрочнение от сдвигового сопряжения решеток включения и матрицы [13]; $\sigma_{\text{эл}}$ - упрочнение от электронного взаимодействия контактирующих фаз включения и матрицы [13]; $\sigma_{\text{комп}}^{\text{B}}$ - упрочнение в результате образования во включениях композиционных участков [13]; $\sigma_{\text{дисп}}^{\text{B}}$ - упрочнение в результате образования дисперсных «сателлитных» частиц второй фазы в поверхностных участках исходных включений [13]; $\sigma_{\text{ГФ}}$ - упрочнение в результате образования граничных фаз [13].

Выводы. Неметаллические включения всех типов вносят существенный вклад в упрочнение стальной матрицы, кроме того, они являются одной из главных причин микронеоднородного характера упрочнения поверхностного слоя сталей при лазерном воздействии. Лазерная обработка сталей, создающая предпосылки для контактного взаимодействия между неметаллическими включениями и стальной матрицей в условиях аномального массопереноса, позволяет создать способы целенаправленного влияния на параметры неметаллических включений, состав и структуру локальных участков стальной матрицы, а также границ включение-матрица. Это позволит прогнозировать изменение уровня упрочнения сталей при лазерном воздействии. Исследованные особенности формирования зон контактного взаимодействия в стальной матрице при лазерном воздействии позволяют реализовать возможности трансформации границ включение-матрица, поскольку в результате легирования локальных участков матрицы в условиях аномального массопереноса от неметаллических включений вблизи включений создаются ликвационные упрочненные зоны. Совмещение лазерной термообработки с микролегированием локальных участков матрицы от внутренних источников – неметаллических включений, сопровождающееся поверхностной диссоциацией включений, позволяет уменьшить средние размеры и общую загрязненность стали неметаллическими включениями и открывает возможности формирования межфазных границ включение-матрица с заданными свойствами путем искусственного регулирования степени растворения исходных включений и уровня насыщения прилегающих участков матрицы элементами включений, а также характера структуры прилегающих к включению зон матрицы при изменении режима лазерного воздействия. Стабильность лазерного упрочнения матрицы вблизи включений связана с режимом лазерной обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений в стали. – М.: Металлургия, 1991. – 225 с.
2. Леонтьев П.А., Чеканов Н.Т., Хан М.Г. Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 142 с.
3. Губенко С.И., Демидова О.А. Влияние включений оксидов на упрочнение стали при лазерном воздействии // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1986. - № 11. – С.110-114.
4. Губенко С.И. Поведение неметаллических включений при лазерной обработке. – К.: Общество “Знание” УССР. – 1986. – 18 с.
5. Губенко С.И. Структурные эффекты вблизи неметаллических включений при лазерной обработке сталей // Физико-химическая механика материалов. – 1999. - № 6. - С.57-66.
6. Упрочнение деталей лучом лазера / Коваленко В.С., Головки Л.Ф., Меркулов Г.В., Стрижак А.И. – К.: Техника, 1981. – 131 с.
7. Кристал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов обработанных излучением лазера. – М.: Металлургия, 1973. – 192 с.
8. Губенко С.И. О динамическом характере рекристаллизации стали при лазерном воздействии // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. - №10. – С.2-4.
9. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. – 224с.
10. Губенко С.И., Варавка В.Н. Особенности развития рекристаллизации стали при лазерной обработке // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 1990. - №7. – С.74-78.
11. Лариков Л.Н., Мазанко В.Ф., Фальченко В.М. Массоперенос в металлах при импульсном нагружении // Физика металлов и металловедение. – 1983. - № 6. – С.144-145.
12. Бельченко Г.И., Губенко С.И. Неметаллические включения и качество стали. К.: Техника, 1980. – 168 с.
13. Губенко С.И. Поведение межфазных границ неметаллическое включение-матрица стали при высокоэнергетических воздействиях. Современные проблемы металлургии. Сб. научных тр. НметАУ. – Днепропетровск. – 2004-2005. – т.7. – с.42-53.