

УДК 621.785:535.211:669.15-194:669.017

ЗОНЫ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СТАЛЬНОЙ МАТРИЦЕ ВБЛИЗИ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

С. И. ГУБЕНКО

Национальная металлургическая академия Украины, Днепропетровск

Исследованы особенности насыщения стальной матрицы элементами неметаллических включений при разных режимах лазерного воздействия. Показана роль этого процесса в формировании локальной структуры матрицы вблизи неметаллических включений в низко- и среднеуглеродистых сталях.

Ключевые слова: *сталь, неметаллическое включение, лазерная обработка.*

Установлено, что в процессе лазерной обработки сталей происходит оплавление тугоплавких и расплавление легкоплавких неметаллических включений, а также обогащение окружающей матрицы элементами, входящими в состав включений [1–4]. Однако эти явления нуждаются в дальнейших исследованиях. Цель данной работы – изучить особенности зоны насыщения стальной матрицы элементами включений при разных режимах лазерного воздействия.

Материалы и методики. Образцы сталей 60Г, 08кп, 08Т, 08Ю, НБ-57 (рельсовая) и Э3 (электротехническая) с предварительно полированной поверхностью подвергали лазерному облучению на установке ГОС-30М при энергии импульса 10; 18; 25 и 30 Дж. Скорость нагрева 10^5 °C/s, время воздействия импульса (1,0; 2,5; 3,6; 4,2 и 6,0)· 10^{-3} с, скорость охлаждения 10^6 °C/s. Идентифицировали включения металлографическим, микрорентгеноспектральным и петрографическим методами [1].

Результаты исследований и их обсуждение. В процессе лазерного воздействия между включением и стальной матрицей происходит скоростной обмен атомами через границу раздела в условиях их аномально высокой подвижности, не отвечающей условиям классической диффузии (аномальный массоперенос). Движущей силой такого обмена является перепад химических потенциалов элементов, содержащихся во включении и матрице. Значения коэффициентов диффузии атомов вблизи температур плавления сталей при лазерном облучении превышают равновесные на порядок и более [1]. Следует отметить возможность ионизации атомов компонентов стали и включений под действием облучения, что также влияет на скорость массопереноса. Массоперенос при лазерном воздействии облегчается 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 соответствии с принципами неравновесной термодинамики при лазерном воздействии система взаимодействующих объектов включение–межфазная граница–матрица претерпевает стадию движения через межфазную границу квазичастиц – фононов, а затем – атомов компонентов включения и (или) матрицы. В неравновесных условиях направленный массоперенос элементов через границы

включение–матрица зависит от уровня и неоднородности достигаемых температур, напряжений, химических потенциалов элементов и других факторов.

Структура участков стальной матрицы, прилегающих к включению, неоднородна. Возможны несколько вариантов их строения, выявленного тепловым травлением в процессе лазерного воздействия. Это может быть одна зона (рис. 1*a–c*), либо две (рис. 1*d, e*) или три (рис. 1*f*); при этом в неметаллическом включении приповерхностная зона может вовсе отсутствовать (рис. 1*a*), либо присутствовать одна (рис. 1*b, d, f*) или их может быть две (рис. 1*c, e*). Количество зон вблизи включений не зависело от их типа и состояния в момент лазерного воздействия, однако зависело от режима лазерной обработки: чем выше энергия импульса и продолжительнее время воздействия, тем больше тенденция к появлению многослойных формирований. Это обусловлено активацией массопереноса при повышении энергии лазерного импульса и увеличением возможности его реализации с продолжительностью воздействия.

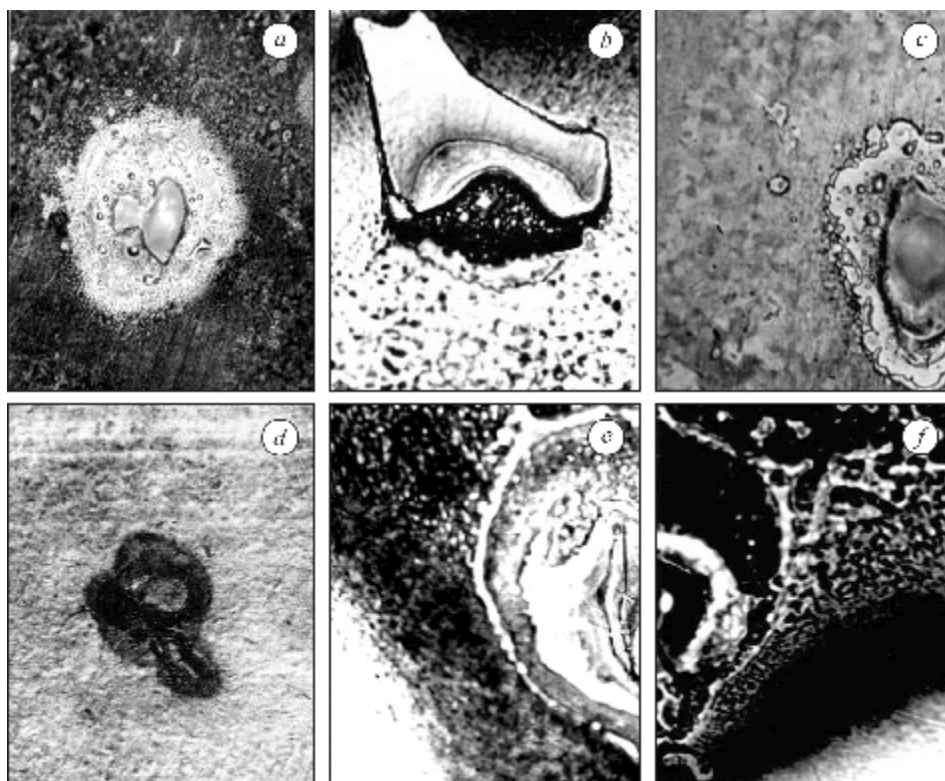


Рис. 1. Зоны взаимодействия матрицы с неметаллическими включениями при лазерном воздействии: *a* – Al_2O_3 , сталь 60Г; *b* – $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, НБ-57; *c* – SiO_2 , ЭЗ; *d* – $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{O}$, 60Г; *e, f* – $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, НБ-57; *a* – $\times 500$; *b–f* – $\times 500 \times 6$.

Fig. 1. Zones of interaction of steel matrix with non-metallic inclusions under laser action: *a* – Al_2O_3 , steel 60Г; *b* – $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, НБ-57; *c* – SiO_2 , ЭЗ; *d* – $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{O}$, 60Г; *e, f* – $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$, НБ-57; *a* – $\times 500$; *b–f* – $\times 500 \times 6$.

Участки матрицы, прилегающие к включению, отличаются распределением химических элементов. При наличии одной зоны в матрице вблизи включения в ней, как и ранее [1], наблюдали повышенное содержание элементов, входивших в состав включения, причем в пределах этой зоны их количество с удалением от включения постепенно уменьшается. Когда присутствуют две или три зоны, в каждой из них содержание элементов уменьшается при удалении от включения с

сохранением постепенного снижения их количества в пределах каждой последующей зоны (рис. 2а). Таким образом, в последнем случае наблюдали своеобразный каскад концентраций элементов в зонах взаимодействия матрицы и включения при удалении от включения. Соотношения концентрации компонентов в этих зонах были разными, что связано, по-видимому, с неоднородным полем температур и напряжений, а также волновым характером скоростного массопереноса в условиях импульсного лазерного воздействия – локального теплового удара. Действие лазерного импульса подобно взрыву, вызывающим волновую релаксацию напряжений. Можно предположить, что волны релаксации напряжений сопровождают и даже активируют массоперенос: первая волна – самая дальняя; вторая – короче по расстоянию действия от включения и накладывается на зону действия первой волны; третья – соответственно еще короче и накладывается на зоны действия первых двух волн. Следует отметить еще один тип распределения элементов включения в прилегающих участках матрицы. При коллективном массопереносе, связанном с растворением в матрице нанозерен включения [1], наблюдали не каскадное, а “пятнистое” распределение элементов включения в прилегающих участках матрицы (рис. 2б).

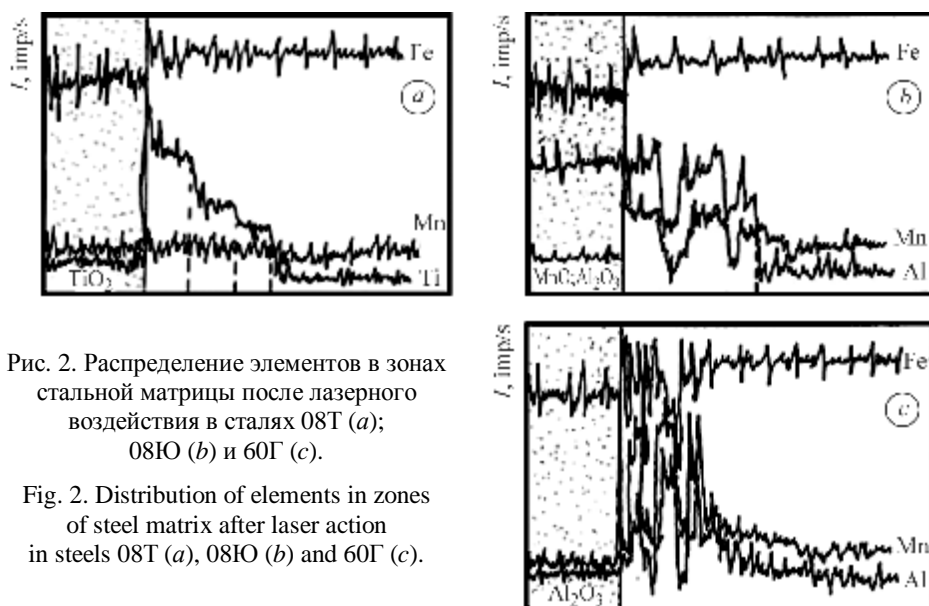


Рис. 2. Распределение элементов в зонах стальной матрицы после лазерного воздействия в сталях 08Т (а); 08Ю (b) и 60Г (с).

Fig. 2. Distribution of elements in zones of steel matrix after laser action in steels 08Т (a), 08Ю (b) and 60Г (с).

Установлено, что вблизи включений (первая зона) микротвердость матрицы H_m значительно превышает среднее ее значение вдали от включений (табл. 1). Это зависит от состава и структуры стали, определяющих степень ее упрочнения в процессе лазерного облучения и закалки. В этой зоне микротвердость вблизи включений H_m^{inc} в 1,45–1,8 раз выше, чем в матрице вдали от него, что близко к результатам (коэффициент $K_{inc} = H_m^{inc} \div H_m$), полученным ранее [1–4]. Во второй и третьей зонах значения микротвердости матрицы ниже, чем в первой зоне, но превышают таковые вдали от включений соответственно в 1,25–1,64 и 1,1–1,3 раза. Таким образом, наблюдается своеобразный каскад значений микротвердости матрицы при удалении от включения.

Микротвердость матрицы во всех зонах вблизи включения и коэффициент K_{inc} зависят от состояния включения и матрицы в момент облучения. Значения H_m и K_{inc} во всех зонах максимальны при оплавлении всех видов включений и матрицы, уменьшаются при оплавлении матрицы вблизи твердых включений и

минимальны, когда включения и матрица находятся в твердом состоянии. Это связано с тем, что максимально элементами включений насыщается жидкая матрица при оплавлении или полном расплавлении включений. При оплавлении оксидов, силикатов, сульфидов в момент лазерного воздействия микротвердость матрицы вблизи включений выше, чем возле твердых включений, а значения коэффициентов K_{inc} во всех зонах возрастают. Этому способствует насыщение матрицы элементами включений и их фиксирование в твердом растворе. Степень насыщения матрицы вблизи включений во второй и третьей зонах в среднем меньше, чем непосредственно вблизи поверхности включения (в первой зоне), о чем свидетельствует и различие значений микротвердости стальной матрицы и коэффициентов K_{inc} .

Таблица 1. Значения микротвердости матрицы вблизи включений (H_m^{inc}) и вдали от них (H_m) при энергии импульса 25 Дж и времени воздействия $3,6 \cdot 10^{-3}$ с

Включение, сталь	Состояние включения при облучении	Состояние матрицы при облучении	$H_m \times 10$, МПа	$H_m^{inc} \times 10$, МПа, в зонах		
				1	2	3
Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃ , 60Г	Оплавление	Жидкое	620	1100	–	–
				1085	942	744
SiO ₂ , 60Г	Твердое	Жидкое	620	1080	858	–
		Твердое		960	–	–
MnO·SiO ₂ 2MnO·SiO ₂ , НБ-57	Жидкое	Жидкое	748	1130	1050	–
				1260	950	810
TiN, TiCN, 08Г	Твердое/оплавление	Жидкое	280	502	380	–
Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃ , 08Ю	Твердое/оплавление	Твердое	286	450	385	340
		Жидкое		520	450	–
FeO, FeO–MnO, 08кп	Жидкое/оплавление	Жидкое	260	460	320	–
		Твердое		415	–	–
FeS–(Fe, Mn)S FeO–(Fe, Mn)S, НБ-57	Жидкое	Жидкое	748	1220	1100	840
		Твердое		1120	–	–

Зависимость микротвердости первой (или единственной) зоны матрицы, прилегающей к включению, от энергии лазерного излучения для всех используемых длительностей импульса немонотонная (табл. 2), что свидетельствует о существовании определенного интервала значений энергии, в котором локальные слои матрицы упрочняются максимально.

Таблица 2. Влияние энергии лазерного излучения на микротвердость матрицы вблизи включения MnO·Al₂O₃ в стали 60Г

τ_{imp} , $\times 10^{-3}$, s	W_{imp} , J			
	10	18	25	30
1,0	820	1170	1060	910
3,6	850	1140	1100	950

Главным фактором упрочнения прилегающих к включениям участков матрицы является ее микролегирование от внутренних источников, которыми выступают неметаллические включения. Создание каскада зон насыщения матрицы вблизи включений путем формирования локальных ликвационных

зон – это формирование своеобразных слоистых композитов вблизи неметалли-

ческих включений. Следует отметить, что структура этих зон может быть однофазной (пересыщенные твердые растворы, см. рис. 2*a*), но часто в них присутствуют дисперсные микрофазы и нанофазы – “сателлитные” частицы (рис. 1*a–c*, *e* и рис. 3). Как правило, химический состав этих частиц связан с исходным включением, но несколько отличается от него благодаря участию в их формировании компонентов матрицы (рис. 2*c*). Например, вблизи включения Al_2O_3 в сталях 08Ю и 60Г зафиксировали “сателлитные” частицы $MnO \cdot Al_2O_3$, $(Fe, MnO) \cdot Al_2O_3$, в стали 60Г вблизи включений $(Mn, Fe)S$, $FeO-MnO$ и SiO_2 – соответственно $FeO-(Fe, Mn)S$; MnO , $FeO \cdot SiO_2$; $MnO \cdot SiO_2$, $2MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$.

Процесс образования “сателлитных” включений представляется следующим образом. При плавлении матрицы и включений (или оплавлении последних) в момент лазерного воздействия вследствие аномального массопереноса в матрице создаются области, обогащенные компонентами включений или содержащие комплексы (кластеры) бывших нанозерен неметаллических включений. Формируются локальные участки типа металлических эмульсионных расплавов, которые при резком охлаждении как бы “замораживаются” и кластеры бывших нанозерен исходного включения кристаллизуются в “сателлитные” частицы. Либо образование “сателлитных” включений может быть связано с уменьшением растворимости элементов, перешедших из включения, в зонах обогащения жидкой и твердой матрицы при резком охлаждении. В результате вблизи исходного включения в матрице возникает композитная прослойка с дисперсными частицами.

Интересно отметить, что эти частицы могут присутствовать как непосредственно вблизи включения, так и на некотором удалении от него (во второй или третьей зонах насыщения матрицы). По-видимому, это связано как с локальной неоднородностью зон насыщения матрицы, так и с неравномерным распределением дислокаций и вакансий в матрице вблизи включений. Известно влияние дефектов кристаллического строения на формирование атмосфер примесей, а также снижение критических размеров зародышей новых фаз при дислокационном механизме их зарождения.



Рис. 3. “Сателлитные” частицы вблизи исходных включений после лазерного воздействия: *a* – Al_2O_3 , сталь 08Ю; *b* – $(Mn, Fe)S$, 08кп; $\times 500 \times 6$.

Fig. 3. “Satellite” particles near initial inclusions after laser action: *a* – Al_2O_3 , steel 08Ю; *b* – $(Mn, Fe)S$, 08кп; $\times 500 \times 6$.

Что касается распределения дефектов в матрице вблизи включений, то в равновесных условиях их количество максимально вблизи межфазной границы и снижается при удалении от включения [1], поэтому появление “сателлитных” частиц более логично в первой зоне ближе к границе включение–матрица (см. рис. 1*a–c*). Однако в гипернеравновесных условиях лазерного воздействия, когда происходит волновая релаксация напряжений сдвигово-поворотного типа, а также скоростная рекристаллизация вблизи включений [1], плотность дефектов кристаллического строения может не соответствовать этим закономерностям и вблизи включений (в первой зоне) их количество может быть меньше, чем на не-

котором расстоянии (во второй или третьей зонах). Этим и объясняется появление “сателлитных” частиц на некотором удалении от границы включение–матрица в первой зоне (рис. 3b). Они способствуют созданию дисперсных композитных слоев, либо при наличии в матрице нескольких зон насыщения – комбинированных слоисто-дисперсных участков вблизи включений. Причем варьированием режима лазерного воздействия можно регулировать эти композитные системы. Насыщение прилегающих участков матрицы компонентами включений несомненно влияет на кинетику мартенситного превращения в этих зонах при лазерной закалке. Например, зафиксировано образование бейнитной структуры вблизи включений в стали 60Г при наличии мартенситной структуры матрицы вдали от включений.

ВЫВОДЫ

Особенности формирования зон контактного взаимодействия в стальной матрице в условиях аномального массопереноса от внутренних источников (неметаллических включений) при лазерном воздействии связаны с возникновением ликвационных упрочненных зон, представляющих собой композиционные слои различного типа: слоистые с каскадным и “пятнистым” распределением элементов и микротвердости, дисперсные с разным типом упрочняющих фаз, а также зоны с комбинированной структурой. Каскадные зоны свидетельствуют о волновой природе насыщения матрицы элементами включения.

РЕЗЮМЕ. Досліджені особливості насичення сталевї матриці елементами неметалевих включень за різних режимів лазерної дії. Показана роль цього процесу у формуванні локальної структури матриці поблизу включень у низько- і середньовуглецевих сталях.

SUMMARY. Peculiarities of steel matrix saturation with elements of non-metallic inclusions during different regimes of laser action are investigated. The role of this process in formation of local structure of steel matrix near non-metallic inclusions in low- and medium-carbon steels is shown.

1. Губенко С. И., Парусов В. В., Деревянченко И. В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
2. Губенко С. И. Поведение неметаллических включений при лазерной обработке. – К.: Об-во “Знание” УССР, 1987. – 18 с.
3. Губенко С. И. Структурные эффекты вблизи неметаллических включений при лазерной обработке сталей // Физ.-хим. механика материалов. – 1999. – № 6. – С. 57–66.
(Gubenko S. I. Structural Effects near Nonmetallic Inclusions in Laser Treatment of Steels // Materials Science. – 1999. – 35, № 6. – P. 818–827.)
4. Губенко С. И. Трансформация неметаллических включений стали. – М.: Металлургия, 1991. – 224 с.

Получено 16.02.2010