

УДК 669.14.018.295:620.192

С. И. Губенко, И. А. Никульченко

О ВОЗМОЖНОСТИ ВЛИЯНИЯ НА КОГЕЗИВНУЮ ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦ ВКЛЮЧЕНИЕ–МАТРИЦА СТАЛИ

Исследовано влияние лазерного воздействия на образование микроразрушений на границах включение–матрица при пластической деформации. Показано, что локальная микросварка в момент лазерного воздействия способствует повышению когезивной прочности этих границ. Установлено влияние температурно-скоростного режима деформирования, а также энергии лазерного импульса и длительности его воздействия на параметры зарождения и развития хрупких расслоений. Показано, что при резких нагреве и охлаждении может быть реализован сложный механизм релаксационных процессов на границах, имеющих сдвигово-диффузионно-фазовый характер. Изучена трансформация границ включение–матрица при высокотемпературном хрупком расслоении, сочетающая пластическую и хрупкую релаксацию напряжений в изучаемых границах, обусловленные их скоростным лазерным упрочнением. Определен интервал энергий лазерного луча (18...25 Дж), при которых эти эффекты являются максимально выраженными. Показано, что при комбинировании лазерной термической обработки стали и ее высокотемпературной деформации реализуются два варианта упрочнения межфазных границ включение–матрица: лазерный (высокоскоростной термический, когда упрочнение является многофакторным процессом) и деформационный.

Ключевые слова: лазерное воздействие, границы включение–матрица, трещины.

Введение

Методы воздействия на неметаллические включения представляют собой одно из наиболее перспективных направлений обработки сталей, ведь, как известно, эти включения являются причиной образования некоторых дефектов упрочненного слоя при лазерной обработке [1], а также нами было установлено, что предварительное лазерное воздействие оказывает влияние на поведение таких включений при пластической деформации [1].

С учетом этого, целью работы является выявление влияния режима лазерного воздействия на механизм и параметры образования микроразрушений вдоль межфазных границ включение–матрица стали при горячей деформации.

Материалы и методики экспериментов

Образцы сталей «R7», «НБ-57», «08кп», «08Х», «08Т», «08Ю» и «ШХ15» с полированными поверхностями подвергали лазерному воздействию на установке «ГОС-30М» при значениях энергии импульса 10, 18, 25 и 30 Дж. Скорость нагрева составляла 105 °С/с, время действия импульса – (1,0; 2,5; 3,6; 4,2 и 6,0)·10⁻³ с, скорость охлаждения – 106 °С/с. При исследовании же процессов образования микротрещин вышеупомянутые образцы подвергали растяжению в вакууме при температурах 1000...1250 °С на установках «Инстрон-1195» и «Имаши-5С-65» со значениями скоростей перемещения захватов V_1 , V_2 и V_3 на уровне 800, 1680 и 2000 мм/мин.

© Губенко Светлана Ивановна, доктор технических наук, профессор кафедры материаловедения Национальной металлургической академии Украины (КМ НМАУ), тел. раб. +38 (0563) 74-83-57; e-mail: sigubenko@gmail.com; идентификационный номер (ID) в Едином международном реестре ученых (ORCID): 0000-0001-5427-1154; Никульченко Игорь Александрович, аспирант КМ НМАУ; тел. раб. +38 (0563) 74-83-57; ID в ORCID: 0000-0002-4065-7467; просп. Гагарина, 4, 49600, г. Днепр, Украина

Результаты исследований и их обсуждение

Нами установлено, что вблизи всех видов неметаллических включений после растяжения наблюдается приводящая к возникновению микроразрушений локализация деформации [2–4], а также что для многих включений при обычном растяжении характерно образование полостей в виде вязких трещин путем расслоения вдоль межфазных границ включение–матрица [1]. И, кроме того, также в ходе ранее проведенных нами исследований было установлено, что такие полости возникают *вблизи* включений оксидов в сталях «08Ю», «08кп» и «08Х», сульфидов и сульфидных эвтектик в сталях «НБ-57», «ШХ15» и «08Ю», а также силикатов в стали «12ГС», но, в то же время, – что для включений с титаном в стали «08Т» более характерно образование хрупких трещин в *самых* включениях. В связи с этим следует отметить, что в ходе выполнения данной нашей работы полости появлялись у включений оксидов Al_2O_3 , Cr_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$, $MgO \cdot Al_2O_3$, MnO и $MnO \cdot Cr_2O_3$, сульфидов, сульфидных эвтектик $FeS-FeO$, $(Fe, Mn)S-FeS$ и $(Fe, Cr, Mn)S-FeS$, а также не находящихся в зоне облучения силикатных эвтектик, но, в то же время, – ни у одного включения в пределах пятен облучения полостей выявлено не было.

Таким образом, установлено, что и в зоне лазерного облучения, и вне ее локализация деформации вблизи включений вызывает появление микроразрушений, а также что если для исследованных сталей и включений без воздействия лазера характерно зарождение вязких полостей, то именно облучение способствует образованию хрупких трещин и расслоений вдоль границ включение–матрица – т.е. изменению типа микроразрушения. Речь идет о том, что диффузионный обмен атомами через межфазные границы в момент лазерного воздействия изменяет их состояние, причем в особенности это касается несмачиваемых и плохо смачиваемых включений [1]. В целом взаимный обмен атомами включений и матрицы приводит, в результате поперечной диффузии, к улучшению сцепления на границе раздела (по-видимому, в результате локальной диффузионной микросварки), а также к появлению новых межфазных дефектов в экстремальных условиях лазерной термической обработки (ЛТО).

Следовательно, лазерная обработка вызывает мощные процессы массопереноса, а также перестройки дефектной структуры границ включение–матрица. И, кроме того, при резком нагреве и охлаждении может быть реализована возможность хороших сопряжений решеток включения и матрицы, являющихся результатом сдвигового сопряжения фаз на границе их раздела. При этом, даже при наличии одинакового типа решеток у включения и матрицы с разными периодами и межплоскостными расстояниями, чтобы достичь позиции точного соответствия, одна из решеток должна быть продеформирована путем всесторонних растяжения или сжатия. А, кроме того, упрочнению границы способствует наличие примесей на границах раздела включение–матрица, затрудняющее способные уменьшить компоненту внутренних растягивающих напряжений релаксационные процессы.

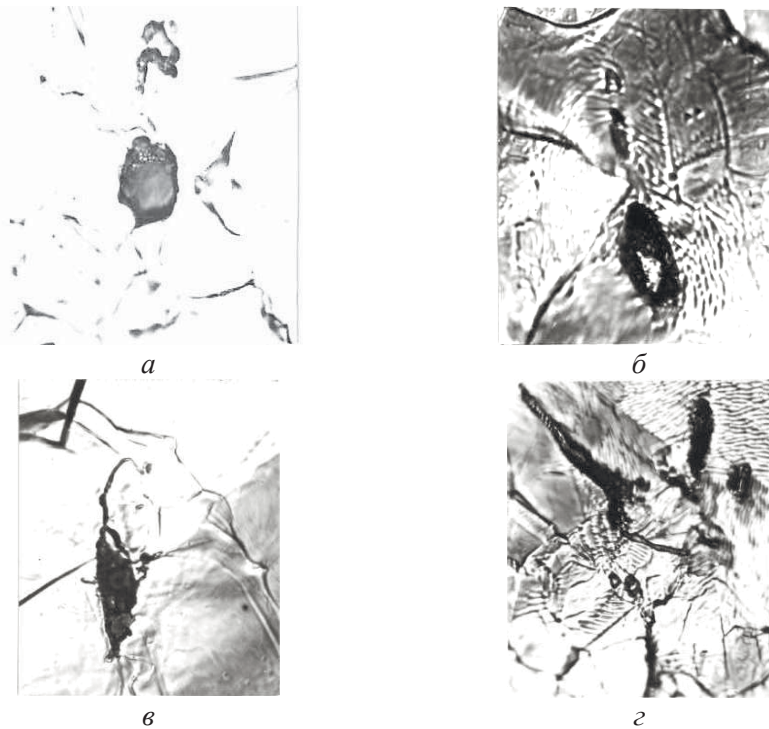
В целом все это свидетельствует о сложном механизме релаксационных процессов на имеющих, по-видимому, сдвигово-диффузионный характер межфазных границах, при последующей деформации на которых проявляется фасетирование [1].

Также следует отметить, что если включения при обычном растяжении не склонны к образованию вязких полостей, то лазерное воздействие, не изменяя вида микроразрушений, способствует именно (и только) изменению параметров зарождения микроразрушений при последующей пластической деформации.

А поскольку хрупкие расслоения вдоль границ включение–матрица появляются при более высоких степенях деформации, чем появляющиеся при отсутствии облучения вязкие полости, то можно сделать вывод, что именно *локальная* микросварка включений с матрицей в момент лазерного воздействия приводит к упрочнению стали на *ранних* этапах деформации – и, следовательно, к повышению ее трещиностойкости.

Особое внимание, кроме того, нами было уделено исследованию влияния предварительного лазерного воздействия на механизм образования микроразрушений вблизи включений при высокотемпературной деформации. В частности, исследования микроразрушений в деформированной без предварительного лазерного воздействия колесной стали позволили получить результаты, соответствующие полученным в наших работах [2–4] данным. Так, установлено, что вблизи включений Al_2O_3 и $\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ возникают полости, представляющие собой вязкие трещины (рис. 1, *а*), а также полости наблюдаются вблизи железомарганцевых сульфидов (рис. 1, *б*) и, кроме того, иногда и в самих сульфидах.

Вместе с тем, железомарганцевые силикаты, при всех температурах и независимо от степени их пластичности, не проявляют склонности к образованию полостей, а возникают в них хрупкие трещины (рис. 1, *в*) – тогда как при температурах плавления легкоплавких сульфидных эвтектик в стали появляются заполненные расплавом полости, от которых уже в дальнейшем развиваются трещины (рис. 1, *г*):



а – $\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$; *б* – $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$; *в* – $\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$; *г* – $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$; $\times 500$
Рис. 1. Включения без предварительного лазерного воздействия в колесной стали после горячей деформации

Нами определены также критические степени деформации (КСД), после достижения которых микроразрушения возникают вблизи включений без

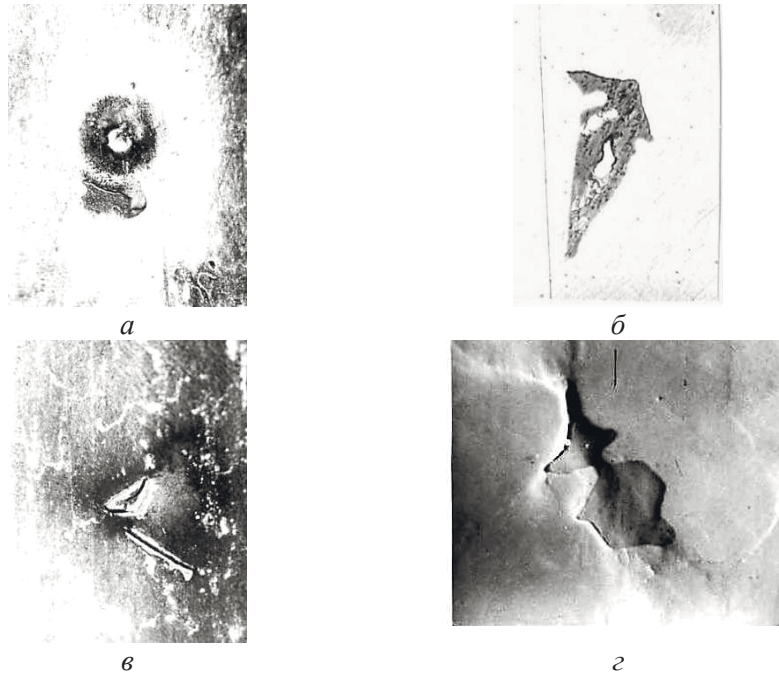
предварительного лазерного воздействия (табл. 1), и установлено, что чем выше температура деформации, тем больше величина КСД $\epsilon_{кр}$ для всех видов включений и микроразрушений – вместе с тем, вследствие развития красноломкости резко снижающаяся при плавлении сульфидов и силикатов [2, 3]. Кроме того, нами выявлено влияние скоростей перемещения захватов V_1 , V_2 и V_3 , на величину $\epsilon_{кр}$, после достижения которой вблизи включений возникают микроразрушения. Так, при переходе от V_1 к V_2 $\epsilon_{кр}$ возрастает (в связи с увеличением интенсивности проскальзывания, способствующего деформационному упрочнению межфазных границ включение–матрица проскальзывания), тогда как при переходе от V_2 к V_3 эта величина опять снижается – что объясняется затрудненностью динамических релаксационных процессов на упомянутых границах (табл. 1):

Таблица 1

Величины критической степени деформации $\epsilon_{кр}$, в %, при достижении которой возникают микроразрушения вблизи включений в колесной стали при разных скоростях деформирования V_1 , V_2 и V_3 (без ЛТО и после нее) в режиме, когда $W_{imp} = 25$ Дж, $t_{imp} = 3,6 \cdot 10^{-3}$ 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 и $MnO \cdot Al_2O_3$, полости без ЛТО	17	22	18	22	28	24	30	36	32
(Fe, Mn)S, полости без ЛТО	24	29	25	28	33	30	8	14	10 (оплав)
(Fe, MnO)·SiO ₂ , трещины во включении без ЛТО	5	9	7	22	30	25	25	35	28
Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$, хрупкие расслоения на границах включение–матрица после ЛТО	25	30	26	32	37	33	35	42	38
(Fe, Mn)S, хрупкие расслоения на границах включение–матрица после ЛТО	30	35	31	35	42	38	15	20	14 (оплав)
(Fe, MnO)·SiO ₂ , трещины во включении после ЛТО	14	22	16	25	37	30	29	42	35

В связи с этим следует отметить, что в настоящем нашем исследовании у не находящихся в зоне лазерного облучения включений оксидов Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$ и $MgO \cdot Al_2O_3$, сульфидов, а также сульфидных эвтектик FeS–FeO и (Fe, Mn)S–FeS при последующей горячей деформации появлялись полости – тогда как ни у одного включения в пределах пятен облучения полостей не было. Кроме того, наблюдалась ярко выраженная локализация горячей деформации матрицы при степенях деформации до 30...35 %, дальнейшее повышение которых приводило к образованию вдоль межфазных границ представляющих собой хрупкие трещины тонких расслоений (рис. 2), появляющихся в зонах лазерного воздействия у включений оксидов, сульфидов и силикатов. На предшествующих же разрушению образцов завершающих этапах деформации в матрице вблизи включений наблюдались как раз и приводящие к макроразрушению образцов хрупкие трещины, которые либо являлись продолжением хрупких расслоений на межфазных границах, либо возникали в самих включениях вследствие торможения сдвигов в матрице:



а – $MnO \cdot Al_2O_3$; *б* – $FeS-(Fe,Mn)S$; *в, г* – $(Fe, Mn)S$; $\times 500$
 Рис. 2. Включения после лазерного воздействия и деформации в колесной стали

Кроме того, нами установлено, что на величину $\epsilon_{кр}$ также влияет режим предварительного лазерного воздействия. Так, анализ результатов наших исследований показал, что значения $\epsilon_{кр}$ возрастают при всех режимах этого воздействия, однако если при граничных значениях энергии лазерного импульса они повышаются минимально, то при $W_{имп} = 18 \dots 25$ Дж – в большей степени, а это указывает на наличие такого интервала энергий импульсного лазерного воздействия, который и позволяет получать максимальное лазерное упрочнение границ включение–матрица (табл. 2):

Таблица 2

Величина критической степени деформации $\epsilon_{кр}$, в %, для разных типов включений в колесной стали при температуре 1100 °С и различных режимах предварительной лазерной обработки (для V_2)

$W_{имп}$, Дж	$\tau_{имп}$, 10^{-3} с	Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$	(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

Влияние же времени предварительного лазерного воздействия проявляется в том, что с его увеличением $\epsilon_{кр}$ возрастает благодаря повышению эффективности лазерного упрочнения границ включение–матрица. В свою очередь, критический размер включений оксидов, вблизи которых возникают хрупкие трещины, зависит от температуры и существенно (по сравнению с таковым при образовании полостей без ЛТО) возрастает после ЛТО, причем на этот

размер практически не влияет режим предварительного воздействия – что, по всей видимости, связано с основным упрочняющим воздействием ЛТО на межфазные границы включений, которые остаются концентраторами напряжений в стали при любых условиях нагружения и чья величина определяется размером включения [2–4]. Скорость же роста хрупких трещин в направлении от включений оксидов в матрицу уменьшается при повышении температуры деформации – однако при всех температурах остается выше скорости роста полостей без облучения (за исключением быстрого роста дефектов в случае плавления включений в процессе горячей деформации, причем как без предварительного лазерного воздействия, так и после него (табл. 3). А влияние режима предварительной ЛТО на скорость роста хрупких расслоений не выявлено, так как их развитие на границах включение–матрица практически не связано с развитием деформации в окружающей матрице и проскальзыванием на этих границах – что и доказывает хрупкую природу этих трещин.

Таблица 3

Влияние температуры деформации на критический размер включений D_v и изменение размеров полости $d_{пол}$ и хрупкого расслоения $l_{хр}$ с увеличением степени деформации колесной стали

Включение, дефект	T, °C	D_v , мкм	ϵ , %	Параметры дефекта, мкм	
				$d_{пол}$	$l_{хр}$
MnO Al ₂ O ₃ , полость без ЛТО	1000	11	10	3	-
			20	8	-
			40	12	-
	1100	12	10	12	-
1200	15	10	19	-	
MnO Al ₂ O ₃ , хрупкое расслоение после ЛТО, $W_{имп} = 25$ Дж, $\tau_{имп} = 3,6 \cdot 10^{-3}$ с	1000	20	22	-	4
			30	-	16
			40	-	32
	1100	25	22	-	6
1200	30	22	-	6	
FeS-(Fe, Mn)S, полость без ЛТО	1000	15	10	3	-
			20	10	-
			40	18	-
	1100	18	10	4 (оплав)	-
			20	38	-
			40	50	-
1200	20	10	28 (расплав)	-	
FeS-(Fe, Mn)S, хрупкое расслоение после ЛТО, $W_{имп} = 25$ Дж, $\tau_{имп} = 3,6 \cdot 10^{-3}$ с	1000	25	22	-	2
			30	-	20
			40	-	35
	1100	28	22	-	0
				(расплав)	
	1200	38	22	-	0
				(расплав)	

Также следует отметить, что хрупкие расслоения на границах включение–матрица вырастают практически мгновенно, тогда как полости без предварительной ЛТО развиваются значительно медленнее (при всех температурах) в результате пластической деформации матрицы. Дальнейшее же развитие деформации стали приводит к распространению трещин от включений в матрицу, причем можно выделить три этапа их развития. Первые два из них связаны с ранее образовавшимися микроразрушениями (поскольку хрупкие расслоения и трещины из включений могут продолжать развиваться и в матрице), а, кроме

того, вблизи включений – как правило, около их концов или острых углов – появляются трещины, не связанные с микроразрушениями, возникшими на более ранних этапах деформации.

Таким образом, можно подытожить, что именно лазерное облучение способствует образованию хрупких трещин и расслоений вдоль границ включение–матрица, а, следовательно, – изменению типа микроразрушений вблизи (при обычных растяжениях склонных к образованию полостей) включений.

Выводы

Нами установлено влияние температурно-скоростного режима деформирования, как и энергии лазерного импульса и длительности его воздействия, на параметры зарождения и развития хрупких расслоений.

Показано также, что при резких нагреве и охлаждении может быть реализован сложный механизм релаксационных процессов на границах, имеющих сдвигово-диффузионно-фазовый характер.

Кроме того, были изучены процессы трансформации границ включение–матрица при высокотемпературном хрупком расслоении, сочетающей пластическую и хрупкую релаксации напряжений в этих границах, обусловленные их скоростным лазерным упрочнением.

Также определен интервал энергий лазерного луча (18...25 Дж), при которых эти эффекты выражены максимально, и установлено, что стабильность лазерного упрочнения границ включение–матрица определяется этим интервалом энергии импульса и повышается при увеличении длительности импульса излучения.

А, кроме того, показано, что при комбинированной обработке стали «лазерная термическая обработка + высокотемпературная деформация» реализуются два варианта упрочнения межфазных границ включение–матрица: лазерный (высокоскоростной термический, когда упрочнение является многофакторным процессом) и деформационный.

Досліджено вплив дії лазера на утворення мікроруйнувань на межах включення–матриця за пластичної деформації. Показано, що локальне мікрозварювання у момент дії лазера сприяє підвищенню когезивної міцності цих меж. Встановлено вплив температурно-швидкісного режиму деформування, а також енергії лазерного імпульсу та тривалості його дії на параметри зародження і розвитку крихких розшарувань. Показано, що за різких нагрівання й охолодження може бути реалізований складний механізм релаксаційних процесів на межах, які мають зсувно-дифузійно-фазовий характер. Вивчено трансформацію меж включення–матриця за високотемпературного крихкого розшарування, яка поєднує пластичну й крихку релаксації напруг у досліджуваних межах, зумовлені їх швидкісним лазерним зміцненням. Визначено інтервал енергій лазерного променя (18...25 Дж), за яких ці ефекти є максимально вираженими. Показано, що за комбінування лазерної термічної обробки сталі та її високотемпературної деформації реалізуються два варіанти зміцнення міжфазних меж включення–матриця: лазерний (високошвидкісний термічний, коли зміцнення є багатфакторним процесом) і деформаційний.

Ключові слова: дія лазера, межсы включення–матриця, тріщини.

The effect of laser action on the formation of microcracks on the inclusion–matrix boundaries during plastic deformation was investigated. It was shown that the local microwelding under laser action contributes to increase the cohesive strength of these boundaries. It was established the influence of temperature and speed of deformation, as well as an energy and duration of the laser pulse on the parameters of origin and development of brittle separations. It was shown that under sudden heating and cooling the complex mechanism of relaxation processes on the boundaries having shear-diffusion-phase character can be realized.

Transformation of inclusion–matrix boundaries under high-temperature brittle separation combining plastic and brittle stresses relaxations on that boundaries which causes by high-speed laser strengthening was investigated. It was defined the energy range of the laser beam (18...25 J) at which these effects are maximized. It has been shown that under combining laser treatment of steel and high-temperature deformation the two mechanisms of strengthening of interphase inclusion–matrix boundaries are realized: laser strengthening (high-speed thermal variant when strengthening is many factors process) and deformation strengthening.

Keywords: laser treatment, inclusion-matrix boundaries, cracks.

1. Губенко С. И. Неметаллические включения в стали / С. И. Губенко, В. В. Парусов, И. В. Деревянченко. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
2. Губенко С. И. Трансформация неметаллических включений в стали. – М.: Metallurgiya, 1991. – 225 с.
3. Губенко С. И. Физика разрушения сталей вблизи неметаллических включений. – Днепропетровск: Национальная металлургическая академия Украины, ИЦ «Системные технологии», 2014. – 301 с.
4. Губенко С. И. Неметаллические включения и прочность сталей. Физические основы прочности сталей / Saarbrücken, Deutschland: LAPLAMBERT (Palmarium academic publishing), 2015. – 476 с.