

## **ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ**

PACS numbers: 61.66.Fn, 61.72.Mm, 64.70.K-, 81.05.Vx, 81.40.Ef, 81.40.Gh

### **Возможности трансформации неметаллических включений и межфазных границ включение–матрица при высокоэнергетических обработках сталей**

С. И. Губенко

*Национальная металлургическая академия Украины,  
просп. Гагарина, 4,  
49600 Днепрпетровск-5, Украина*

Обобщены результаты исследования поведения неметаллических включений и трансформации межфазных границ включение–матрица при высокоэнергетических обработках сталей (горячая деформация, лазерная обработка, высокотемпературный отжиг). Изучены закономерности проскальзывания вдоль границ включение–матрица при различных режимах горячей деформации. Обсуждается пластическое поведение этих границ для разных типов неметаллических включений. Исследованы особенности взаимодействия неметаллических включений и стальной матрицы в процессе трансформации границ включение–матрица и формирования градиентных и композитных структур вблизи этих границ при лазерной обработке. Показано влияние режима лазерной обработки и типа неметаллического включения на локальное упрочнение сталей. Изучены особенности трансформации границ включение–матрица в процессе растворения неметаллических включений при высокотемпературном отжиге. Исследованы особенности формирования градиентных и композитных структур вблизи этих границ в процессе высокотемпературного отжига. Показаны возможности влияния на структуру, ширину и степень упрочнения межфазных границ включение–матрица, а также на размеры, состав и распределение неметаллических включений в сталях, что позволит повысить эффективность высокоэнергетических обработок.

Узагальнено результати дослідження поведінки неметалевих включень і трансформації міжфазних меж включення–матриця при високоенергетичних обробленнях сталей (гаряча деформація, лазерне оброблення, високотемпературний відпал). Вивчено закономірності проковзування уздовж меж включення–матриця при різних режимах гарячої деформації. Обговорюється пластична поведінка цих меж для різних типів неметалевих включень. Досліджено особливості взаємодії неметалевих включень із сталюю матрицею в процесі трансформації меж включення–матриця і

формування градієнтних та композитних структур поблизу цих меж при лазерному оброблянні. Показано вплив режиму лазерного оброблення і типу неметалевого включення на локальне зміцнення сталей. Вивчено особливості трансформації меж включення–матриця в процесі розчинення неметалевих включень при високотемпературному відпалі. Досліджено особливості формування градієнтних і композитних структур поблизу цих меж у процесі високотемпературного відпалу. Показано можливості впливу на структуру, ширину і ступінь зміцнення міжфазних меж включення–матриця, а також на розміри, склад і розподіл неметалевих включень у сталях, що уможливить підвищити ефективність високоенергетичних обробок.

Results of investigation of non-metallic-inclusions' behaviour and transformation of interphase inclusion–matrix boundaries under high-energy treatments (hot deformation, laser treatment, high-temperature annealing) are summarized. Principles of inclusion–matrix-boundaries' slip under different regimes of hot deformation are studied. Plastic behaviour of these boundaries for the different types of non-metallic inclusions is discussed. Features of interaction of non-metallic inclusions and steel matrix during the process of inclusion–matrix-boundaries' transformation and formation of gradient and composite structures near these boundaries under laser treatment are investigated. The influence of laser-treatment regime on the local hardening of steels is shown. Features of inclusion–matrix-boundaries' transformation in process of dissolution of non-metallic inclusions under high-temperature annealing are studied. Features of formation of gradient and composite structures near these boundaries under high-temperature annealing are investigated. Possibilities of high-energy treatments influence on structure, width and degree of hardening of interphase inclusion–matrix boundaries and on sizes, composition and distribution of non-metallic inclusions in steels are shown. It makes possible the increase of such treatments' efficiency.

**Ключевые слова:** сталь, неметаллическое включение, граница включение–матрица, горячая деформация, лазерная обработка, высоко-температурный отжиг.

*(Получено 20 декабря 2013 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Методы воздействия на неметаллические включения представляют одно из наиболее перспективных направлений обработки сталей. К ним следует отнести лазерную обработку, горячую деформацию и высокотемпературный отжиг, которые можно объединить как высокоэнергетические воздействия, отличающиеся уровнем концентрации энергии. Одним из эффективных путей получения сталей с благоприятными параметрами неметаллических включений является создание способов влияния на межфазные границы включение–матрица, их строение и когезионную прочность [1, 2]. Уста-

новлено, что предварительное высокоэнергетическое воздействие оказывает существенную роль на поведение неметаллических включений при пластической деформации и механизм образования микроразрушений [1, 2]. Цель работы — выявление основных закономерностей трансформации межфазных границ включение–матрица при высокоэнергетических воздействиях, определяющих характер протекания структурных и фазовых превращений в этих границах и позволяющих разработать приемы воздействия на эти границы и неметаллические включения.

## 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

Материалами для исследований служили промышленные стали, содержащие различные неметаллические включения 60Г, НБ-57, 08Ю, 08кп, 08Т, 08Х, 08Х18Н10Т, Р7, ЭЗ. Локальные исследования стальной матрицы вблизи включений после различных обработок, а также идентификация включений выполнялись несколькими методами, сочетание которых определялось задачами исследования и методическими возможностями: металлографический («Neophot-21»), петрографический, микрорентгеноспектральный (MS-46, «Самеса», «Nanolab-7»), электронно-микроскопический, в том числе трансмиссионная («Tesla» и ЭМВ-100Б) и высокоразрешающая микроскопия (JEOL 4000EX).

Проскальзывание вдоль границ включение–матрица непосредственно наблюдали при высокотемпературной (900–1200°C) деформации растяжением в вакууме на установке ИМАШ-5С со скоростью перемещения захватов  $V_1 = 800$ ,  $V_2 = 1680$  и  $V_3 = 2000$  (мм/мин.). Предварительно на поверхности образцов изготовили шлифы, на которые наносили базы реперных точек (реперная линия 1, пересекающая включение и параллельная направлению растягивающих напряжений, линия 2 — касательная к включению и параллельная линии 1) и маркерные риски [1]. Перед деформацией образцы отжигали при температуре 1200°C для осуществления роста зерен. На шлифах были выбраны крупные включения (размерами 40–50 мкм). Измерение смещения рисков выполняли с помощью оптической микроскопии, при этом точность метода составляла 0,35 мкм [1]. Для каждого типа включений замеры при определенной температуре осуществляли у 10–15 частиц. Для исследования закономерностей распределения микронеоднородной деформации вблизи включений образцы различных сталей подвергали растяжению до определенной степени деформации ( $\bar{\epsilon} = 4, 8, 12\%$ ), затем осуществляли разгрузку и охлаждение образца. Построены диаграммы распределения деформации, когда каждому изучаемому интервалу вдоль реперной линии приписывается постоянный номер [1]. Неоднородность прохождения деформации оценивали

коэффициентом концентрации  $K_\epsilon$  [1]. Интенсивность деформации каждого микроинтервала  $\eta_i$  определяли путем подсчета параметра относительной локальной неоднородности [1].

Для изучения трансформации границ включение–матрица при лазерной обработке образцы различных сталей с предварительно полированной поверхностью подвергали лазерному облучению на установках ГОС-30М и КВАНТ-16 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, плотность мощности излучения —  $4 \cdot 10^4$  кВт/см<sup>2</sup>. Выполняли измерение микротвердости локальных участков матрицы на приборе ПМТ-3, а также нанотвердости на приборе «Nano Indenter II», оснащенный алмазным индентером Берковича по методике Оливера и Фара (нагрузка на индентер 10 мН). По результатам отношения микротвердости или нанотвердости матрицы вблизи включения и вдали от него определяли коэффициент  $K_v$ , показывающий влияние включения на упрочнение стальной матрицы [1, 2]. Для исследования трансформации включений и границ включение–матрица при высокотемпературном нагреве образцы различных сталей подвергали отжигу в кварцевых ампулах при температурах 1000–1450°С в течение от 5 мин. до 50 ч, после чего охлаждали в воде или с печью. Средний размер включений и общую загрязненность определяли на телевизионном микроскопе «Квантимет». Размеры дисперсных включений измеряли по микрофотографиям реплик, содержащих экстрагированные частицы.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

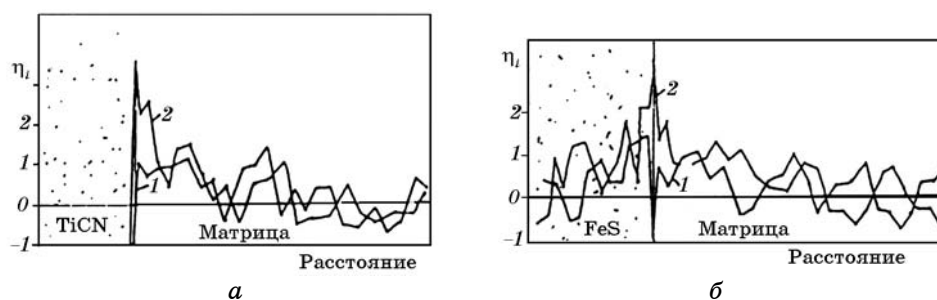
**Горячая деформация.** Как было показано в работах [1, 2], для высокотемпературной деформации (1000–1200°С) характерно проскальзывание вдоль межфазных границ включение–матрица. Оно проявляется в уширении межфазных границ, появлении рельефа деформации, аналогичного структуре межзеренных границ и подтверждается фактом разрыва рисок вблизи включений. Проскальзывание вдоль границ включение–матрица наблюдали как вблизи недеформируемых включений корунда, шпинелей, нитрида и карбонитрида титана, так и в случае пластичных сульфидов и силикатов.

Исследование микродеформаций по отдельным интервалам в стальной матрице вблизи «жестких» и пластичных включений показало, что после деформации в интервале температур 25–1200°С вблизи недеформируемых включений корунда и шпинели, нитридов, оксидов и карбонитридов титана, а также пластичных сульфидных и силикатных включений в локальных зонах стальной матрицы вдоль реперной линии 1, пересекающей включение [1], деформация повышена по сравнению со средней деформацией  $\bar{\epsilon}$  (табл.

1). Протяженность зоны пластической деформации, связанной с включением, зависит от размера включения, степени деформации и температуры [1]. С повышением температуры увеличивается степень деформации в микрообластях матрицы, прилегающих к включению, и коэффициент концентрации деформации  $K_\epsilon$ . Это объясняется увеличением пластичности матрицы. Сравнение полей деформации вдоль реперных линий 1 и 2 вблизи одного и того же включения показало, что микродеформации в областях, прилегающих к включению вдоль реперной линии 2 ниже, чем в областях вдоль реперной линии 1. Это связано с неоднородным распределением межповерхностных (контактных) напряжений по Гудиеру [1, 2].

Характер локализации деформации в матрице, а именно, ее численные параметры, зависит от температуры и типа (степени пластичности) неметаллического включения (рис. 1, табл. 1). В пластичных включениях сульфидов, а при температурах выше  $900^\circ\text{C}$  и силикатов железа и марганца, деформация также микронеоднородна, хотя и со стороны стальной матрицы, и со стороны включения деформация вдоль реперной линии 1 локализована вблизи межфазных границ включение–матрица (табл. 1). В случае разрушения и пластичных, и недеформируемых включений и выходе трещин из включений на границы включение–матрица, на реперной линии 2 возникают резкие пики значений  $\eta_i$  и  $K_\epsilon$  (табл. 1).

В отсутствие проскальзывания вдоль границ включение–матрица при температурах ниже  $900^\circ\text{C}$  в микроинтервале на реперной линии 1, пересекающей межфазную границу и в случае недеформируемого, и в случае пластичного включений параметры деформации следующие:  $\eta_i = -1$ ,  $K_\epsilon = 0$ . На кривых распределения микронеоднородной деформации на этом участке имеем провалы пластичности (рис. 1, а, кривая 1, рис. 1, б, кривая 1), даже при пластическом поведении и включения, и матрицы. Это значит, что



**Рис. 1.** Распределение микронеоднородной деформации вблизи включений вдоль реперной линии 1: а — включение TiCN, 08Т,  $\bar{\epsilon} = 12\%$ ,  $25^\circ\text{C}$  (кривая 1),  $1000^\circ\text{C}$  (кривая 2); б — включение (Fe, Mn)S, 08Ю,  $\bar{\epsilon} = 16\%$ ,  $600^\circ\text{C}$  (кривая 1),  $1000^\circ\text{C}$  (кривая 2).

**ТАБЛИЦА 1.** Значения интенсивности  $\eta_i$  и коэффициента концентрации деформации  $K_\varepsilon$  в матрице и включениях (в) при разных температурах и средних степенях деформации на реперных линиях 1 ( $L_1$ ) и 2 ( $L_2$ ).

Включение, сталь	$t, ^\circ\text{C},$ $\bar{\varepsilon}, \%$	$\eta_i,$ $K_\varepsilon$	$L_1$	$L_2,$	
				без трещин во включениях	с трещинами во включениях
TiCN, 08Т; MnO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 60Г, 08Ю	25°С	$\eta_i$	1,9	1,7	2,8–3,8
		$K_\varepsilon$	2,9	2,7	3,8–4,8
	12%	$\eta_i$ (в)	–	–	–
		$K_\varepsilon$ (в)	0	–	–
FeO·SiO <sub>2</sub> , MnO·SiO <sub>2</sub> , 60Г, 08Ю	25°С	$\eta_i$	2,1	1,8	3,6–4,2
		$K_\varepsilon$	3,1	2,8	4,6–5,2
(Fe, Mn)S, 60Г, 08Ю	25°С	$\eta_i$	0,7–1,2	0,7–1,2	2,3–3,9
		$K_\varepsilon$	1,7–2,2	1,7–2,2	3,3–4,9
	8%	$\eta_i$ (в)	0,6–1,8	–	–
		$K_\varepsilon$ (в)	1,6–2,8	–	–
TiCN, 08Т; MnO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 60Г, 08Ю	1100°С	$\eta_i$	2,0	–	–
		$K_\varepsilon$	3,0	2,8–3,8	2,8–3,8
	8%	$\eta_i$ (в)	0	3,8–4,8	3,8–4,8
		$K_\varepsilon$ (в)	–	–	–
(Fe, Mn)S, 60Г, 08Ю	1000°С	$\eta_i$	2,1	2,7–3,4	–
		$K_\varepsilon$	3,1	3,7–4,4	–
	12, %	$\eta_i$ (в)	2,5–3,8	–	–
		$K_\varepsilon$ (в)	3,5–4,8	–	–

границы включение–матрица не участвуют в пластической деформации.

Проскальзывание приводит к появлению «всплесков»  $\eta_i$  на межфазных границах и с недеформируемыми (рис. 1, а, кривая 2), и с пластичными включениями (рис. 1, б, кривая 2). Следовательно, при высокотемпературной деформации проскальзывание в межфазных границах берет на себя ведущую роль, о чем свидетельствуют не только сами по себе «всплески» деформации, но и значения параметров  $\eta_i$ ,  $\varepsilon_i$ ,  $K_\varepsilon$ , которые существенно превышают аналогичные параметры в матрице вдали от включений (см. табл. 1). «Всплеск» деформации на реперной линии 1 характеризует степень пластичности межфазной границы включение–матрица, где значения  $\eta_i$  и  $K_\varepsilon$  гораздо выше, чем в матрице или пластичном включении (табл. 2). В среднем для межфазных границ у недеформируемых включений  $\eta_i = 2,5–3,6$ ,  $K_\varepsilon = 3,5–4,6$ ; у пластичных включений —  $\eta_i = 3,0–4,0$ ,  $K_\varepsilon = 4,0–5,0$  на разных стадиях деформации. Это говорит о том, что процессы пластической релаксации сосредоточены на межфазных границах включение–матрица. Чем выше температура, тем больше величины  $\eta_i$  и  $K_\varepsilon$ , что свидетельствует о весьма ин-

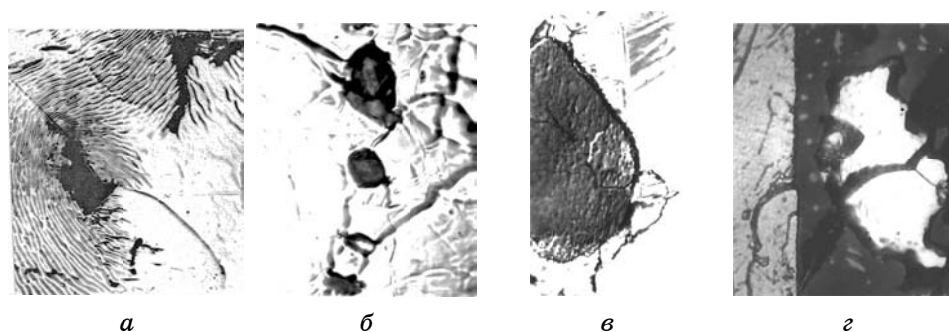
**ТАБЛИЦА 2.** Значения величины интенсивности  $\eta_i$  и коэффициента концентрации  $K_\varepsilon$  деформации межфазных границ включение–матрица при разных температурах и степенях деформации.

Включение, сталь	$\bar{\varepsilon}$ , %	$\eta_i, K_\varepsilon$	Температура, °C		
			1000	1100	1200
TiCN, 08Т	12	$\eta_i$	2,5	2,8	3,4
		$K_\varepsilon$	3,5	3,8	4,4
MnO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 08Ю	12	$\eta_i$	2,6	2,9	3,4
		$K_\varepsilon$	3,6	3,9	4,4
FeS–(Fe, Mn)S, НБ-57	8	$\eta_i$	3,7	Оплавлено	Плавление
		$K_\varepsilon$	4,7		
FeO·SiO <sub>2</sub> , MnO·SiO <sub>2</sub> , 08Ю	8	$\eta_i$	3,0	3,4	4,0
		$K_\varepsilon$	4,0	4,4	5,0
FeS–(Fe, Mn)S, 08Ю	12	$\eta_i$	3,2	3,8	Оплавлено
		$K_\varepsilon$	4,2	4,8	
FeO·SiO <sub>2</sub> –MnO·SiO <sub>2</sub> , 08Ю	8	$\eta_i$	3,0	3,4	Оплавлено
		$K_\varepsilon$	4,0	4,4	

тенсивном проскальзывании. Активизация деформации вдоль линии 2, по-видимому, связана с проскальзыванием вдоль границ зерен в стальной матрице вблизи включений. Здесь уровень  $\eta_i$  и  $K_\varepsilon$  достигает значений, близких к таковым для межфазных границ включение–матрица у включений с разной пластичностью.

Следует обратить особое внимание на легкоплавкие включения, такие как сульфиды, силикаты и их эвтектики. При температурах их оплавления и полного плавления распределение микронеоднородной деформации имеет свои особенности. В начале оплавления включения теряет контроль за реперным участком, пересекающим межфазную границу включение–матрица, которая находится в твердожидком состоянии. В этот момент вблизи границы раздела с включением в матрице наблюдается провал пластичности [1]. Затем при деформации системы полость (с расплавленным включением)–стальная матрица наблюдается пик пластичности вблизи границы раздела, что свидетельствует о проскальзывании в поверхностном слое матрицы, контактирующей с жидким включением (рис. 2, а). В процессе проскальзывания вдоль границы жидкое включение–матрица происходит ее фасетирование.

Признаки проскальзывания по межфазным границам включение–матрица появляются на самых ранних этапах горячей деформации в случае разных типов неметаллических включений и усиливаются с увеличением степени деформации при всех исследованных температурах (рис. 2, б–г).



**Рис. 2.** Включения в сталях 08Ю и НБ-57 после деформации при различных температурах: *a* — FeS-(Fe, Mn)S, 1150°C,  $\bar{\epsilon} = 20\%$ ; *б* — MnO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 1100°C,  $\bar{\epsilon} = 12\%$ ; *в* — (Fe, Mn)S, 1000°C,  $\bar{\epsilon} = 8\%$ ; *г* — MnO·SiO<sub>2</sub>, 1100°C,  $\bar{\epsilon} = 12\%$ ;  $\times 900$ .

Определены величины смещения рисок  $\Delta$  при разных температурах и скоростях деформирования, характеризующие степень пластичности границ включение–матрица (табл. 3). Анализ результатов показал, что, наряду с устойчивым усиливающим влиянием температуры на процесс проскальзывания вдоль границ включение–матрица [1, 2], проявляется также влияние скорости деформирования на изучаемое явление. Для всех температур деформации обнаруживается максимум смещения рисок при изменении скорости деформирования. По-видимому, вначале увеличение скорости деформирования от  $V_1$  до  $V_2$  приводит к интенсификации движения дефектов в границах включение–матрица. Увеличение скорости деформирования до  $V_3$  способствует снижению интенсивности процесса проскальзывания, поскольку не успевает проходить динамическое восстановление структуры границ включение–матрица и проявляется их деформационное упрочнение.

Изучение особенностей и механизма проскальзывания вдоль межфазных границ включение–матрица в изучаемых сталях поз-

**ТАБЛИЦА 3.** Величины смещения рисок  $\Delta$  (мкм) для разных типов включений и сталей при скоростях перемещения захватов соответственно 800 ( $V_1$ ), 1680 ( $V_2$ ) и 2000 ( $V_3$ ) мм/мин.

Включение в стали $t$ , °C	MnO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , (60Г)			(Fe, Mn)S (60Г)			FeS-(Fe, Mn)S (НБ-57)			MnO·SiO <sub>2</sub> (60Г, НБ-57)		
	$V_1$	$V_2$	$V_3$	$V_1$	$V_2$	$V_3$	$V_1$	$V_2$	$V_3$	$V_1$	$V_2$	$V_3$
1000	6	8	6	9	12	11	12	17	15	7	8	8
1100	7	10	8	11	16	14	13	18	16	14	17	16
1200	9	15	11	Оплавлено			Оплавлено			Оплавлено		



волило установить ряд закономерностей, связанных с трансформацией этих границ при высокотемпературной деформации.

Механизмом межфазного проскальзывания является движение собственных дислокаций границ включение–матрица — собственное проскальзывание, или внесенных дислокаций, захваченных границей и продиссоциировавших на граничные дислокации — наведенное проскальзывание [1].

Беспрепятственное движение межфазных дислокаций вдоль межфазной границы включение–матрица представляется маловероятным. Захваченные границами решеточные дислокации при повышенных температурах становятся неустойчивыми, их ядра делокализуются, создавая при этом пластические несовместности в виде континуально распределенных в границе сдвигов и поворотов [1, 3]. Накопление нормальных компонент делокализованных ядер дислокаций приводит к дополнительному развороту границы, а движение по границе тангенциальных компонент вызывает проскальзывание. При делокализации ядер захваченных дислокаций атомная структура межфазной границы непрерывно перестраивается и со временем оказывается в структурно-неустойчивом сильно возбужденном состоянии. Это приводит к ускорению диффузионных процессов в границе на участке делокализации и снижению сопротивления граничному сдвигу. Локальный сдвиг вдоль «возбужденного» участка в поле внешних напряжений приводит к концентрации внутренних напряжений на краях этого участка и если последние превышают величину порогового напряжения проскальзывания, то вблизи «возбужденного» участка по невозбужденной части границы включение–матрица пройдет пластический сдвиг. Релаксации напряжений в изучаемых границах при проскальзывании может способствовать их динамическое расщепление (рис. 2, *з*) [1].

Таким образом, процесс проскальзывания по границам включение–матрица рассмотрен на основе представлений о зернограничном проскальзывании, основанных на предположении о неоднородности и локальности граничных процессов. Следует уточнить ряд процессов, связанных с движением межфазных дефектов при проскальзывании вдоль границ включение–матрица, которое происходит в условиях динамического контактного взаимодействия неметаллических включений и стальной матрицы в процессе их совместной деформации. Динамический контакт этих фаз можно объяснить, используя модель конфигурационной локализации валентных электронов, предложенную в работе [4]. Согласно этой теории, между неметаллическим включением и матрицей через межфазную границу происходит обмен электронами, поскольку включение является донором электронов, а стальная матрица — их акцептором. На межфазной границе сосредоточены атомы включения и матрицы с наиболее нарушенными электронными конфигу-

рациями и пониженным статистическим весом атомных стабильных конфигураций. Межфазные дислокации и дефекты упаковки [1] рассеивают электроны, движущиеся через границу включения-матрица, и это влияет на ее электронную зонную структуру. Электростатические искажения связаны с тем, что межфазные дислокации, вакансии, примесные атомы являются электронными дефектами [5]. Известно, что дислокации обладают электрическим зарядом, поэтому в межфазной границе образуются группировки дефектов, создающих разные по знаку и величине электрические поля, и это способствует перераспределению самих дефектов в процессе проскальзывания. Движение межфазных дислокаций в процессе проскальзывания происходит в сложной среде электростатического взаимодействия фаз (включения и матрицы) и межфазных дефектов, находящихся в границе включения-матрица. Непрерывные изменения зарядовой плотности электронов в границах включения-матрица, по-видимому, служат стимулирующим фактором проскальзывания, поскольку нарушают локальные равновесия в этих границах и являются стимулом для перемещения межфазных дислокаций. Таким образом, проскальзывание вдоль границ включения-матрица является электростимулированным динамическим дислокационным процессом.

Обобщение результатов исследования проскальзывания вдоль границ включения-матрица позволяет установить [1, 2], что главным механизмом релаксации напряжений при пластическом поведении изучаемых границ является сдвиговый механизм. Он сопровождается сложными процессами на разных уровнях иерархии масштабов структуры межфазной границы. На атомном уровне происходит электронный обмен в системе включения-матрица, а также сдвиговое сопряжение их решеток. На мезоскопическом уровне происходит движение межфазных дислокаций, поглощение и делокализация в границах включения-матрица решеточных дислокаций, а также зарядовое взаимодействие межфазных дефектов. Фрагментарный уровень предопределяет развитие динамических фасетирования и расщепления границ включения-матрица, связанных с перераспределением межфазных дефектов, а также образование примесных сегрегаций. На микроскопическом уровне происходит уширение границ включения-матрица, вовлечение в процесс деформации приграничных зон включения и матрицы, их взаимное насыщение элементами, а также образование «сателлитных» частиц и граничных фаз. Показана возможность трансформации границы включения-матрица в процессе проскальзывания за счет гетерогенизации пластической деформации вблизи неметаллических включений.

В работе [1] установлено, что проскальзывание по границам включения-матрица является самостоятельным микромеханизмом

пластической деформации при высоких температурах, вклад которого сопоставим с вкладом проскальзывания вдоль зеренных границ металлической матрицы.

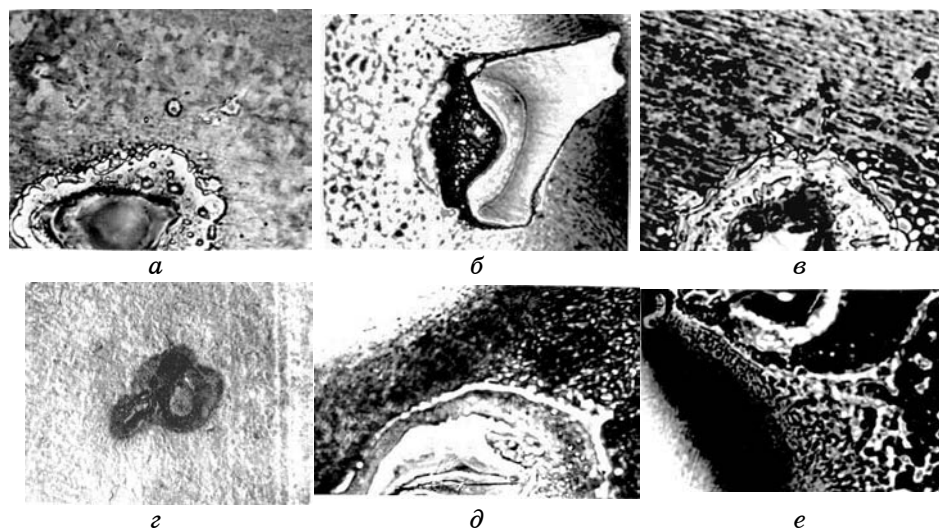
**Лазерная обработка.** В последние годы появилось большое количество работ по изучению структуры и свойств, а также механизма упрочнения сталей, подвергаемых лазерному воздействию. Исследовано поведение неметаллических включений при лазерной обработке сталей и их влияние на структуру упрочненного слоя [1, 2]. Установлено, что поведение включений определяется их типом. Несмотря на кратковременное воздействие, энергия лазерного луча оказалась достаточной для оплавления тугоплавких и плавления легкоплавких включений, а также для развития процессов массопереноса через границы включение-матрица. Показано [1, 2], что тугоплавкие включения  $TiN$ ,  $TiCN$ ,  $TiO$ ,  $TiO_2$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $SiO_2$ ,  $Al_2O_3$ ,  $MnO \cdot Cr_2O_3$ ,  $FeO \cdot Cr_2O_3$ ,  $MnO \cdot Al_2O_3$ ,  $MgO \cdot Al_2O_3$ ,  $FeO \cdot Al_2O_3$  при лазерном воздействии оплавляются или остаются в твердом состоянии. Включения  $FeO$ ,  $FeO-MnO$ ,  $FeO-TiO_2$  имеют более низкие температуры плавления, поэтому в момент лазерного воздействия они могут быть жидкими, оплавляются с поверхности или остаются твердыми. Легкоплавкие включения  $FeS-MnS$ ,  $(Fe, Mn)S$ ,  $MnO \cdot SiO_2$ ,  $FeO \cdot SiO_2$ ,  $2MnO \cdot SiO_2$ ,  $(Fe, Mn)S$ ,  $FeS$ ,  $FeO-(Fe, Mn)S$ ,  $MnS-(Fe, Mn)S$  при лазерном воздействии расплавляются. Матрица стали вблизи включений может оплавляться или оставаться твердой.

Большую роль в трансформации границ включение-матрица при лазерном воздействии играют процессы плавления, оплавления и растворения неметаллических включений, а также плавление стальной матрицы [1, 2, 6, 7]. Вероятность протекания этих процессов зависит от типа включения, причем растворение включений в момент лазерного воздействия может не сопровождаться либо сопровождаться их плавлением. Глубина зоны растворения включений зависит от режима лазерной обработки: чем больше энергия импульса  $W$  и время воздействия, тем она больше. Ранее было установлено [1, 2], что массоперенос через границы включение-матрица приводит к насыщению зон матрицы, прилегающих к включениям, компонентами включений, причем и в случаях оплавления включений и матрицы, и в твердом состоянии. Поверхность включений, особенно в случаях их оплавления, насыщается компонентами матрицы благодаря движению атомов матрицы в противоположном направлении, что было подтверждено результатами микрорентгеноспектрального анализа и Оже-спектроскопии. В условиях резкого охлаждения атомы элементов, перешедшие из включений в матрицу, фиксируются в твердом растворе, поэтому зоны матрицы вблизи включений представляют собой пересыщенный компонентами включений твердый раствор [1, 2]. При анализе результатов исследования следует учитывать особенности лазерной обработки:

значительные энергию импульса и удельную мощность излучения; кратковременность воздействия; большие скорости нагрева и охлаждения, приводящие к протеканию структурных и фазовых превращений в стальной матрице и неметаллических включениях с очень высокой скоростью. В силу неоднородности излучения по сечению температурное поле в зоне облучения неоднородно, однако следует учитывать влияние включений на распределение температуры, поскольку они имеют большую поглощательную способность, чем матрица стали [1], а также различную теплопроводность включений и матрицы. Воздействие луча лазера подобно взрыву. В ударных волнах развиваются огромные давления, приводящие к пластической релаксации и своеобразному механизму массопереноса, которые проявляют себя за крайне малое время ударного сжатия. 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:

$$\frac{\partial M}{\partial t} = -D_c \frac{\partial c}{\partial x} \pm D_T \frac{\partial T}{\partial x} + D_\sigma \frac{\partial \sigma}{\partial x} \pm D_E \frac{\partial E}{\partial x} + \dots, \quad (1)$$

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, соответ-

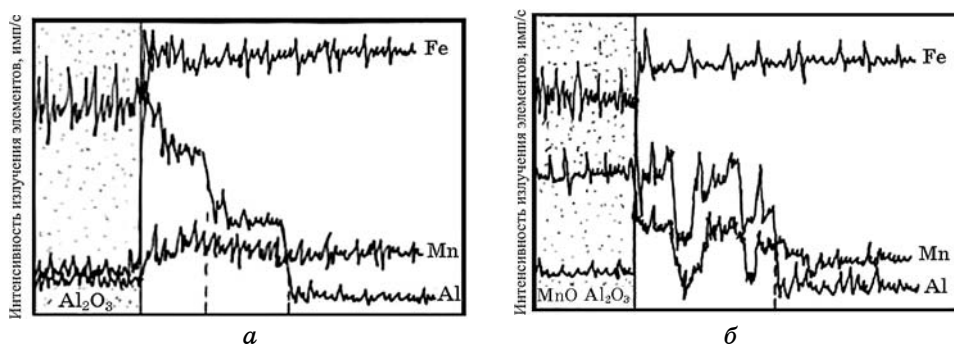


**Рис. 3.** Зоны взаимодействия матрицы с неметаллическим включением при лазерном воздействии: *а* —  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 60Г; *б* —  $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$ , 08кп; *в* —  $\text{SiO}_2$ , ЭЗ; *г* —  $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{O}$ , 60Г; *д, е* —  $\text{FeS}-(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$  (НБ-57); *а, б* —  $\times 500$ ; *в-е* —  $\times 500 \times 6$ .

ственно, концентрации, температуры, напряжений, электрического поля;  $D_c$ ,  $D_T$ ,  $D_\sigma$ ,  $D_E$  — коэффициенты диффузии, обусловленные градиентами концентрации, температуры, напряжений и электрического поля соответственно.

Анализ участков стальной матрицы, прилегающих к включению, показал, что их структура неоднородна. Возможны несколько вариантов их строения, выявленного тепловым травлением в процессе лазерного воздействия. Это может быть одна зона (рис. 3, *a*), либо две (рис. 3, *z*, *d*) или три зоны насыщения (рис. 3, *e*); при этом в неметаллическом включении может вовсе не быть приповерхностной зоны насыщения (рис. 3, *a*), либо может быть одна (рис. 3, *б*, *z*, *e*) или две зоны (рис. 3, *в*, *d*). Количество зон насыщения вблизи включений не зависело от типа и состояния включения в момент лазерного воздействия. Однако зависело от режима лазерной обработки: 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 увеличением возможности его реализации при росте продолжительности воздействия.

Участки матрицы, прилегающие к включению, отличаются распределением химических элементов. При наличии одной зоны насыщения в матрице вблизи включения в ней, как и в работе [1], наблюдали постепенное уменьшение содержания элементов при удалении от включения. При наличии двух или трех зон насыщения наблюдали перепады концентраций с сохранением постепенного уменьшения содержания элементов в пределах каждой зоны (рис. 4, *a*). Таким образом, при наличии нескольких зон насыщения в матрице наблюдали своеобразный каскад концентраций элементов в зонах взаимодействия матрицы и включения. Соотношения



**Рис. 4.** Распределение элементов в зонах матрицы вблизи включения после лазерного воздействия.

концентрации компонентов в этих зонах были разными и колебались в пределах 1,2–1,8 раза, что связано, по-видимому, с неоднородным полем температур и напряжений, а также волновым характером скоростного массопереноса в условиях импульсного лазерного воздействия. Следует отметить еще один тип распределения элементов включения в прилегающих участках матрицы. При коллективном массопереносе, связанном с растворением в матрице зерен включения, наблюдали «пятнистое» распределение элементов включения в прилегающих участках матрицы (рис. 4, б), что косвенно подтверждает возможность существования механизма растворения (плавления) наноструктурных неметаллических включений [6].

Результаты изучения распределения нанотвердости матрицы показали, что вблизи включений (одна, либо первая зона) ее величина значительно превышает среднее значение вдали от включений (табл. 4). Эта величина зависит от состава и структуры стали, определяющих степень ее упрочнения в процессе лазерного облучения и закалки. В первой (или единственной) зоне значения ( $H_{n\mu}^B$ ) в 1,45–1,8 раз выше (коэффициент  $K_B$ ), чем в матрице вдали от включения, что близко к результатам, полученным в работе [1]. Во второй и третьей зонах значения нанотвердости матрицы ниже, чем в первой зоне, но превышают величины  $H_{n\mu}$  вдали от включений соответственно в 1,25–1,64 и 1,1–1,3 раза. Таким образом, наблюдается своеобразный каскад значений нанотвердости матрицы при удалении от включения.

Главным фактором упрочнения прилегающих к включениям участков матрицы является ее микролегирование от внутренних источников, которыми выступают неметаллические включения.

**ТАБЛИЦА 4.** Значения нанотвердости матрицы вблизи включений ( $H_{n\mu}^B$ ) и вдали от них ( $H_{n\mu}$ ) при энергии импульса 25 Дж и длительности лазерной термообработки (ЛТО)  $3,6 \cdot 10^{-3}$  с.

Включение, сталь	Состояние включения при ЛТО	Состояние матрицы при ЛТО	$H_{n\mu} \cdot 10$ , МПа	$H_{n\mu}^B \cdot 10$ , МПа в трех зонах		
				1	2	3
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , MgO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 60Г	Оплавлено	Жидкое	620	1100	–	–
				1085	942	744
MnO·SiO <sub>2</sub> 2MnO·SiO <sub>2</sub> , НВ-57	Жидкое	Жидкое	748	1130	1050	–
				1260	950	810
TiN, TiCN, 08Т	Твердое, оплавлено	Жидкое	280	502	380	–
FeS-(Fe, Mn)S FeO-(Fe, Mn)S, 60Г	Жидкое	Жидкое	748	1220	1100	840
		Твердое		1120	–	–

Создание каскада зон насыщения матрицы вблизи включений путем формирования локальных градиентных ликвационных зон — это формирование своеобразных, слоистых композитов вблизи неметаллических включений. Следует отметить, что структура этих зон может быть однофазной (пересыщенные твердые растворы), но часто в зонах наблюдаются дисперсные микрофазы и нанofазы — «сателлитные» частицы (рис. 3, *a, e*). Как правило, химический состав этих частиц несколько отличается от исходного включения благодаря участию в их формировании компонентов матрицы. Встречаются также частицы, имеющие метастабильный состав, что связано с их образованием в условиях скоростного лазерного воздействия. Процесс образования «сателлитных» включений представляется следующим образом. При плавлении или оплавлении матрицы и включений в момент лазерного воздействия вследствие аномального массопереноса в матрице создаются области, обогащенные компонентами включений или содержащие комплексы (кластеры) бывших зерен неметаллических включений. Формируются локальные участки типа металлических эмульсионных расплавов, которые при резком охлаждении как бы «замораживаются», и кластеры бывших зерен исходного включения кристаллизуются в «сателлитные» частицы. Процесс образования «сателлитных» включений может быть связан также 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 градиентная композитная прослойка с дисперсными частицами.

Таким образом, микронеоднородное упрочнение стальной матрицы при лазерном воздействии вблизи включений связано не только с действием тех же факторов, что и вдали от включений [1, 2], но также с возникновением термических напряжений, большого количества вакансий и дислокаций, локализацией высокоскоростных релаксационных процессов (деформационного и рекристаллизационного) [1, 2], а также с формированием градиентных и композитных зон различных типов (слоистых каскадного типа, пятнистых, дисперсных) [8].

В самих включениях при контактном взаимодействии с матрицей в момент лазерного воздействия могли не наблюдаться возникшие поверхностные зоны (рис. 3, *a*), но чаще фиксировали либо одну зону (рис. 3, *б, з, e*), либо две зоны насыщения (рис. 3, *в, д*). Как правило, эти зоны несут следы поверхностного оплавления или плавления включений. В поверхностных слоях включений вследствие массопереноса компонентов стальной матрицы образовались одна либо две зоны насыщения с каскадным ликвационным распределением элементов и значений нанотвердости (табл. 5).

Следует отметить, что поверхностный слой включений при нали-

**ТАБЛИЦА 5.** Значения нанотвердости в поверхностных слоях неметаллических включений.

Включение, состояние при облучении	Сталь	Состояние матрицы при облу- чении	$H_{нл} \cdot 10$ , МПа в зонах 1, 2 (от матрицы) и в середине 3 включения		
			1	2	3
MgO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , оплавлено	60Г	Жидкая	3550	3180	3030
MnO·SiO <sub>2</sub> , жидкое	НБ-57	Жидкая	1360	1210	1140
TiN, TiCN, твердое, оплавлено	08Т	Жидкая	2570	–	2240
FeO–TiO <sub>2</sub> , оплавлено	08Т	Твердая	1040	1010	910
FeO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , MnO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> твердое, оплавлено	08Ю	Жидкая	3480 3330	– 3100	3030 2900
FeO–MnO, жидкое, оплавлено	08кп	Жидкая	660	610	550
SiO <sub>2</sub> , твердое	ЭЗ	Твердая	3200	–	2840
SiO <sub>2</sub> , оплавлено	08кп	Жидкая	3050	3030	2850
FeO–(Fe, Mn)S, жидкое	НБ-57	Жидкая	740	690	620
(Mn, Fe)S, жидкое	08кп	Жидкая	740	715	650

чий массопереноса элементов из матрицы может иметь форму сплошной оболочки (оболочек) — это тип слоистого композиционного формирования (см. рис. 3, б–е), либо отдельных пятен насыщения. Причем можно говорить о «туннельном» эффекте массопереноса в поверхностном слое включения по границам зерен, если включение в момент лазерного воздействия оставалось в твердом состоянии, либо вдоль зон его частичного плавления. Все перечисленные выше случаи образования слоистых или «туннельных» композитных слоев привели к образованию в поверхностной зоне включений твердых растворов элементов матрицы в решетке включения. При быстрой кристаллизации поверхностных слоев легкоплавких сульфидных и силикатных включений вследствие проникания элементов матрицы образовались участки эвтектики, либо новые фазы дендритной формы, что также позволяет говорить о формировании во включениях поверхностного слоя композитного типа.

В работах [1, 2] при взаимодействии включений, выходящих на облучаемую поверхность образца, с атмосферой был обнаружен эффект частичного либо полного восстановления оксидов. Частичное восстановление наблюдали в поверхностных слоях включений высших оксидов, прилегающих к матрице независимо от того, вы-



ходили они на поверхность образца, либо нет. По-видимому, этот процесс можно связать с взаимным массопереносом элементов через межфазные границы. Под действием лазерного излучения, благодаря перепаду концентрации кислорода, его ионы удаляются из решетки высшего оксида, перемещаются к границе с матрицей и проникают в нее, а в освободившихся узлах решетки высшего оксида возникают искажения, приводящие к ее перестройке в решетку низшего оксида металла. Очевидно, что процесс восстановления оксидов происходит на нескольких реакционных центрах, как и в случае взаимодействия включений с окружающей атмосферой [1]. Он проходит с высокой скоростью в условиях гипернеравновесности системы включение–матрица, поэтому разные участки восстановления на одном включении различаются степенью восстановления оксида. О проникновении ионов кислорода в матрицу свидетельствуют обнаруженные вблизи исходного включения дисперсные «сателлитные» частички оксидов.

Массоперенос через границы включение–матрица может привести к формированию на границах сегрегаций примесей [1]. Это связано как с высокоскоростным характером процесса (если поток атомов матрицы или включения не успел проникнуть в контактирующую фазу), либо с фракционированием примесей в момент массопереноса и выделением избыточных ультрадисперсных фаз при распаде пересыщенной примесями межфазной границы в процессе охлаждения. Протекающие в стальной матрице и некоторых включениях сдвиговые полиморфные превращения [1], по-видимому, способствуют сдвиговому сопряжению кристаллических решеток включения и матрицы при охлаждении после воздействия. Исследования на микроанализаторе «Nanolab-7» и Оже-спектрометре JAMP-10, а также петрографический анализ извлеченных частиц граничных фаз не позволили однозначно определить формулу их вещества, поскольку это соединения сложного состава, образовавшиеся в весьма далеких от равновесных условиях. Исследование структуры граничных фаз с помощью высокоразрешающего электронного микроскопа показало, что они могут быть разными не только по составу, поскольку встречались граничные прослойки с ультрадисперсной кристаллической, нанокристаллической и аморфной структурой, что объясняется высокоскоростным характером процесса их формирования. Образование граничных фаз сопровождается появлением новых межфазных границ, которые обеспечивают сцепление исходного включения и матрицы с этим слоем. Сопряжение осуществляется по типу «диффузионной микросварки», что подтверждается также поведением включений при последующей деформации [1, 2].

Лазерное воздействие на границы включение–матрица сопровождается сложными структурными и фазовыми превращениями

во включениях, матрице и в межфазных границах. К процессам, которые сосредоточены в межфазных границах включение–матрица, следует отнести: «диффузионные» превращения — массоперенос элементов включения и матрицы; фазовые и химические превращения — образование сегрегаций и граничных фаз; структурные превращения — перестройки системы межфазных дефектов и изменение сопряжения решеток включения и матрицы. Эти процессы происходят в гипернеравновесных условиях при контактном взаимодействии включения и матрицы, находящихся в жидком и (или твердом) состоянии. В момент лазерного воздействия границы включение–матрица переходят в высокоэнергетическое неравновесное состояние, что вызывает развитие диссипативных процессов — различных преобразований, связанных со стремлением системы снизить энергию межфазных границ, и определяет характер лазерно-закаленной структуры изучаемых границ. Термодинамическую оценку лазерного упрочнения границ включение–матрица можно представить в виде соотношения двух конкурирующих процессов: активации за счет энергии лазерного излучения и диссипации за счет потоков высвобождаемой энергии (плавления и кристаллизации, скоростного массообмена, перераспределения системы дефектов, образования новых фаз и т.д.), стремящихся ослабить результаты внешнего воздействия:

$$Rq_{\text{упр}}\tau_{\text{упр}} = \Delta U_{\text{внутр}} + q_{\text{отвод}}\tau_{\text{отвод}}, \quad (2)$$

где  $R$  — коэффициент поглощения,  $q_{\text{упр}}$  — плотность мощности лазерного излучения, определяемая энергией излучения,  $\tau_{\text{упр}}$  — время воздействия лазерного импульса,  $\Delta U_{\text{внутр}}$  — приращение внутренней энергии границы включение–матрица,  $q_{\text{отвод}}$  — плотность отводимого энергетического потока,  $\tau_{\text{отвод}}$  — время отведения потока энергии от межфазной границы.

По-видимому, уровень лазерного упрочнения границы включение–матрица определяется оптимальным соотношением скорости диссипативных и активационных процессов. Исследование особенностей формирования зон контактного взаимодействия в стальной матрице и включениях, а также упрочнения границ включение–матрица позволили выявить ряд закономерностей трансформации этих границ при лазерном воздействии [1]:

– в результате легирования локальных участков матрицы в условиях аномального массопереноса вблизи включений создаются ликвационные упрочненные зоны, представляющие собой градиентные и композитные слои различного типа: слоистые с каскадным и «пятнистым» распределением элементов и нанотвердости, дисперсные с разными типами упрочняющих фаз, а также комбинированные;

– в поверхностных слоях включений, в результате аномального массопереноса элементов из матрицы, создаются градиентные и композиционные участки слоистого типа с каскадным ликвационным распределением элементов, «туннельные», квазиэвтектические, а также дисперсные с разными типами второй фазы, формирование которой связано с распадом жидкого или твердого раствора, либо с восстановлением оксидов;

– границы включение–матрица претерпевают изменения, связанные с электронным взаимодействием фаз, сдвиговым сопряжением кристаллических решеток, где важную роль играют сдвиговые полиморфные превращения в матрице и включениях, а также фазовым распадом и формированием неравновесных граничных фаз — кристаллических, нанокристаллических или аморфных, имеющих различную структуру.

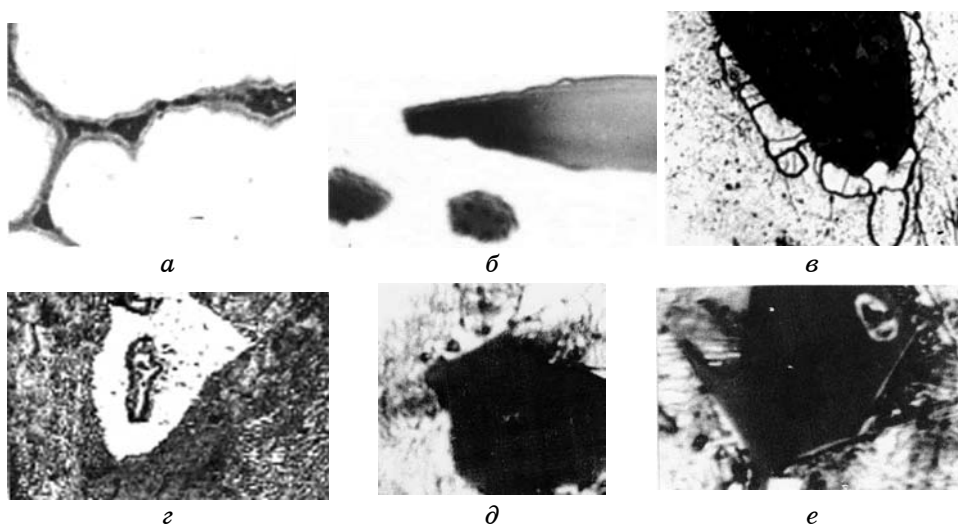
Таким образом, при лазерном упрочнении сталей, содержащих неметаллические включения, происходит совмещение лазерной термообработки (ЛТО) с микролегированием локальных участков матрицы от внутренних источников — неметаллических включений. Это открывает возможности формирования межфазных границ включение–матрица 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 и программного получения неметаллических включений в стали. Стабильность лазерного упрочнения матрицы вблизи включений связана с определенным интервалом энергии импульса и увеличивается при увеличении длительности импульса излучения. Оптимальное сочетание энергетического уровня лазерного нагрева и типа неметаллического включения позволяет эффективно конструировать структуру межфазных границ включение–матрица в зависимости от характера процессов, приведших к их трансформации при лазерном воздействии.

Процессы лазерного оплавления, плавления и растворения включений, а также образование «сателлитных» частиц и граничных фаз привели к уменьшению средних размеров всех типов включений и загрязненности сталей включениями. Чем выше энергия импульса и больше время воздействия, тем сильнее изменяются эти показатели. С помощью лазерной обработки удалось уменьшить средние размеры включений и загрязненность ими стали на 30–50%.

**Высокотемпературный отжиг.** Известно, что в условиях выдержки при высоких температурах в межфазных границах включение–матрица происходят сложные диффузионные процессы, способствующие обмену атомами включения и матрицы, а также перестройке структуры границ раздела и протеканию граничных фазо-

вых превращений [1, 2]. Диффузия в границах включение–матрица проходит на несколько порядков быстрее, чем в контактирующих фазах. Следует учитывать возможность направленного диффузионного движения атомов матрицы в поле напряжений вблизи включений, имеющих термическую либо деформационную природу, которое становится интенсивным при высоких температурах [1, 9]. Такие направленные диффузионные потоки атомов приводят к диффузионному движению включений [9], а также к изменению его формы и искривлению границ включение–матрица вследствие того, что различные участки поверхности включения будут растворяться с неодинаковой скоростью благодаря перемещению потоков вакансий и различной диффузионной подвижности атомов разных элементов.

Об интенсивном диффузионном обмене свидетельствуют зоны взаимного насыщения поверхностей включения и матрицы (рис. 5, *а*). В некоторых случаях наблюдали две зоны насыщения в матрице с каскадным распределением элементов, подобным приведенному на рис. 4, *а*. В отличие от ЛТО, в статических условиях высокотемпературного отжига наиболее вероятным представляется постепенное диффузионное насыщение матрицы. Очевидно, скачок между двумя зонами насыщения появляется в результате стремления насыщенного твердого раствора к самоорганизации при накоплении определенного количества диффундирующих от включения элементов, что может выражаться в изменении параметра решетки.



**Рис. 5.** Взаимодействие включений с матрицей при высокотемпературном нагреве: *а, з* —  $\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ , 60Г; *б* —  $\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ , 08Ю; *в* —  $\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$ , 08Ю; *д, е* —  $\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ , 08Ю; *а, б, з* —  $\times 900$ ; *в* —  $\times 500\times 6$ ; *д, е* —  $\times 900\times 6$ .

**ТАБЛИЦА 6.** Влияние режима отжига на нанотвердость матрицы  $H_{нц}$  (МПа) вблизи включений в колесной стали.

Включение	$t, ^\circ\text{C}$	Время выдержки, ч					
		1	2	3	4	5	6
$\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$	1300	650	650	682	701	775	784
	1400	650	660	723	735	766	825
$(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$	1100	560	566	595	611	676	724
	1200	560	572	632	672	696	751

О диффузионном насыщении матрицы элементами включения свидетельствует увеличение ее микро- и нанотвердости, причем ее величина определяется температурой отжига и временем выдержки (табл. 6). При всех температурах в первые часы выдержки заметного увеличения микротвердости матрицы не происходит, что связано с незначительным насыщением матрицы элементами включения. Растворение включений начинается при выдержке 0,5–1 ч, однако для заметного насыщения матрицы элементами включения необходимо более длительное время. Что касается ширины зоны насыщения матрицы элементами включения, то с повышением температуры она возрастает.

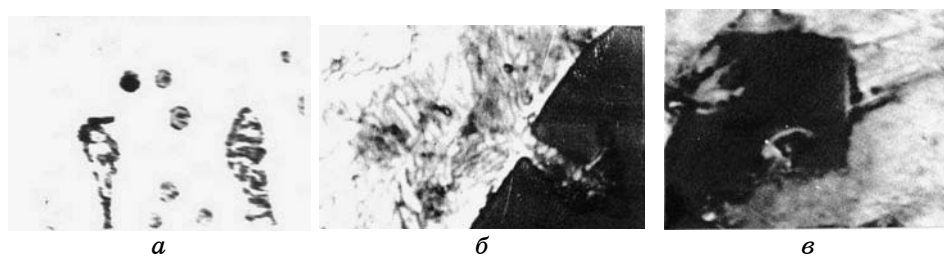
Говоря о диффузионных процессах в системе включение–межфазная граница–матрица в условиях статического контакта фаз, следует учитывать электронное взаимодействие между включением (донор электронов) и матрицей (акцептор) [4]. Поскольку на межфазной границе сосредоточены атомы включения и матрицы с наиболее нарушенными электронными конфигурациями [4], их перемещение в результате диффузии существенно облегчается в условиях высоких температур. Диффузионный обмен атомами включения и матрицы облегчается также благодаря участию в этом процессе как межфазных вакансий и дислокаций (находящихся в границах включение–матрица), так и аналогичных дефектов в решетках включения и матрицы. Сами дислокации и вакансии, а также движущиеся атомы включения и матрицы, вызывают в межфазных границах электростатические искажения, поскольку поля их напряжений создают локальные нарушения электронной плотности. Перераспределение заряженных дефектов приводит к возникновению в границах включение–матрица электрических полей.

При нагреве и в процессе выдержки ядра межфазных дислокаций, имеющих в границах включение–матрица, расширяются и перекрываются, приводя границы в сильно возбужденное состояние [1, 2]. Кроме того, высокотемпературный нагрев приводит к термическому уширению границ включение–матрица и появлению

в них напряжений. Активация процессов перестройки межфазных дефектов обусловлена геометрическими факторами (геометрия дислокаций разного знака), неоднородностью электронной плотности и распределения напряжений, а также сгущением теплопроводности в границах включение–матрица [1]. Перестройка в системе межфазных дислокаций сводится к их перемещению путем скольжения и переползания, а также аннигиляции, что приводит к групповым переходам межфазных дислокаций в новые положения и формированию в границах слоев (рис. 5, б), призванных уменьшить энергию этих границ. Как было показано в работе [1], такие перестройки в системе межфазных дефектов приводят к испусканию границами ансамблей дислокаций, либо расщеплению границ включение–матрица (рис. 5, в).

Поскольку при диффузионном взаимодействии включения и матрицы происходит перераспределение дислокаций в границах включение–матрица, облегчаются процессы диссоциации поверхностных слоев включения и диффузии элементов включения в окружающую матрицу (рис. 5, г), особенно, если они сопровождаются расщеплением границы включение–матрица, либо испусканием дислокаций [1, 2]. Очевидно, что в процессе диссоциации (растворения) поверхностного слоя включения происходит сброс энергии границы включение–матрица в местах локальных всплесков релаксационных процессов (рис. 5, д). В результате в матрице вблизи включений образуются зоны пластической релаксации напряжений (рис. 5, е).

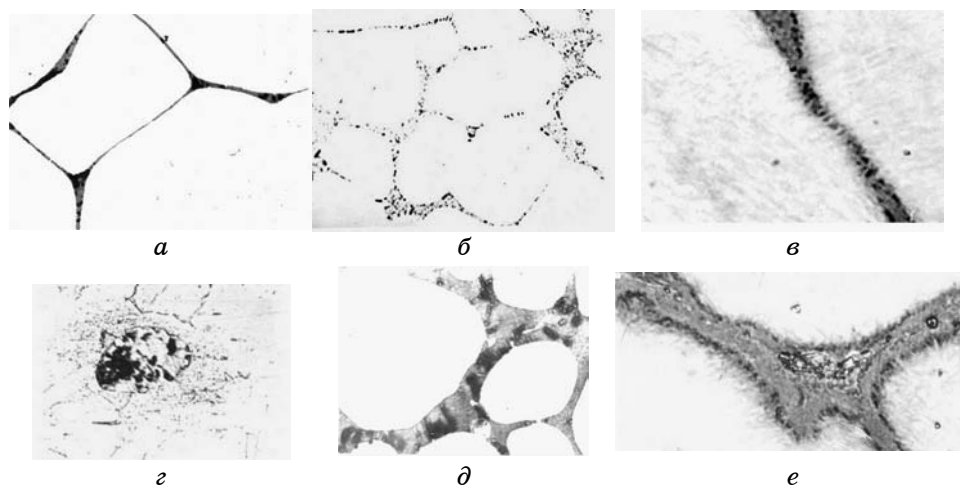
Поскольку процесс растворения (диссоциации) включения начинается с его поверхности, т.е. с трансформации межфазной границы (рис. 5, г–е), следует учесть ее структурное состояние при высокотемпературной выдержке. При нагреве на границе включение–матрица концентрируются термические напряжения, обусловленные различием коэффициентов термического расширения включения и матрицы, а также напряжения, вызванные расширением ядер межфазных дислокаций и диффузией атомов матрицы. Все это вызывает появление напряженного слоя на поверхности включения, для которого характерно сильно возбужденное состояние с разупорядоченной кристаллической решеткой. Поэтому даже групповой переход атомов от поверхности включения в матрицу связан с минимальными затратами энергии на разрыв межатомных связей. Такой механизм контактного растворения включений при высокотемпературном нагреве энергетически оправдан, поскольку в поверхностном слое включения и в границе включение–матрица, находящихся в напряженном состоянии с повышенной энергией, происходят релаксационные процессы (фазовые, структурные), связанные с перераспределением энергии, уменьшением напряжений и поверхностного натяжения на границе включение–матрица.



**Рис. 6.** «Туннельное» растворение включений  $\text{MnO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$  при отжиге стали 08Ю; *a* —  $\times 900$ ; *б*, *в* —  $\times 900\times 6$ .

Растворение включений, начинаясь с их поверхности, может также развиваться по границам зерен включения (рис. 6, *a*). При этом в образующихся канавках наблюдается сброс энергии в виде участков микропластических сдвигов (рис. 6, *б*). Включение становится как бы «изъеденным» в нескольких местах (рис. 6, *a*), с увеличением времени выдержки оно будет разделено на несколько мелких частиц, что является благоприятным процессом с точки зрения диспергирования неметаллических включений в стали. Такое избирательное «туннельное» растворение наблюдается в случаях двух- и многофазных включений (рис. 6, *в*), что обусловлено разной скоростью протекания описанных процессов в фазах включения.

Диффузионное дробление приводит к тому, что вместо первичных достаточно грубых включений (рис. 7, *a*) образуются поля дис-



**Рис. 7.** Включения в процессе диффузионного дробления при отжиге;  $\times 900\times 6$ .

персных частиц — своеобразные композитные участки в стали (рис. 7, б). Это происходит постепенно в процессе выдержки при высокой температуре, когда вытянутые включения разделяются на части и в результате реализуется сфероидизация включений по известному механизму (рис. 7, в, з). Диффузионное дробление включения при отжиге сопровождается перераспределением дефектов кристаллического строения во включении и матрице, а также сложными процессами перестройки системы границы включение–матрица, обусловленными диффузионным движением границ, а также перераспределением межфазных дефектов.

Следует учитывать, что при диссоциации (растворении) включений с поверхности, избирательном растворении по границам зерен, а также при диффузионном дроблении включений, вследствие различия коэффициентов диффузии элементов, входящих в состав включения и матрицы, диффузионные потоки через межфазные границы, как правило, не скомпенсированы. Это неизбежно приводит к образованию пор на ранних стадиях отжига (рис. 7, з, д), которые с увеличением времени выдержки могут исчезать в результате диффузионного «залечивания». Кроме того, поскольку компактность большинства включений значительно меньше компактности матрицы, растворение включений (частичное или полное) неизбежно приводит к появлению комплексов вакансий и микропор. Механизм процесса «залечивания» пор связан с наличием и движением в условиях высоких температур повышенного количества решеточных вакансий во включении и матрице, а также на границе включение–матрица. Это способствует ускорению диффузионного перемещения атомов, в том числе железа и углерода, которые в первую очередь необходимы для залечивания пор.

В результате частичного растворения крупных и полного растворения мелких включений элементы, входящие в их состав, диффундируют в окружающую стальную матрицу и при закалке фиксируются в твердом растворе. Это приводит к локальному упрочнению стальной матрицы, а также выделению дисперсных «сателлитных» частиц вблизи исходного включения [1, 2]. Установлено, что при медленном охлаждении стали после отжига показатель загрязненности стали включениями выше, чем при закалке (табл. 7). Образование дисперсных частиц облегчается на дислокациях, которые возникают вблизи включений благодаря термическим напряжениям. Такие «сателлитные» частицы были обнаружены при отжиге различных сталей как непосредственно вблизи включений, так и на некотором расстоянии от межфазных границ (рис. 5, з, д). Очевидно, для зарождения и роста «сателлитных» частиц необходимы участки в матрице, для которых характерны превышение предела растворимости компонентов в твердом растворе, а также наличие повышенного количества вакансий и микропор на



**ТАБЛИЦА 7.** Влияние температуры отжига колесной стали на объемную долю включений  $f$ , средний размер включений при медленном охлаждении ( $D_{B1}$ ) и закалке ( $D_{B2}$ ), а также средний размер «сателлитных» включений  $d_c$  и средний радиус зоны выделения «сателлитов»  $R_c$ .

Включение	$t$ , °С	$f_1/f_2$ , об. %	$D_{B1}/D_{B2}$ , мкм	$d_c$ , мкм	$R_c$ , мкм	Время отжига, $\tau$ , ч
FeO–MnO	Исх.	0,25	18,0	–	–	25
	1200	0,18/0,15	10,0/12,2	0,33	11	
	1300	0,17/0,08	3,8/6,0	0,95	23	
	1400	0,14/0,05	2,6/3,7	1,35	35	
MnO·Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Исх.	0,29	20,0	–	–	50
	1300	0,29/0,25	16,2/19,0	–	–	
	1350	0,22/0,20	14,8/17,2	–	–	
	1400	0,18/0,13	10,0/11,6	0,53	11	
FeS–MnS	Исх.	0,34	15,2	–	–	20
	1000	0,34/0,34	15,2/12,5	–	–	
	1100	0,30/0,24	11,6/13,4	0,36	14	
	1200	0,18/0,12	4,0/6,1	0,83	35	
MnO·SiO <sub>2</sub>	Исх.	0,24	35,1	–	–	25
	1000	0,24/0,24	35,0/35,1	–	–	
	1100	0,20/0,17	20,5/21,8	–	–	
	1200	0,16/0,10	6,8/8,1	0,39	19	
	1300	0,07/0,02	2,3/4,2	0,78	35	

ранних стадиях отжига. Как было показано в работе [1], процесс образования ростовых включений сопровождается формированием новых межфазных границ, для которых очень высоки вероятности когерентного сопряжения с матрицей. Как правило, при отжиге составы «сателлитных» частиц соответствуют равновесным условиям, но отличаются многокомпонентностью.

Были выполнены расчеты дальнедействующих полей напряжений вблизи «сателлитных» частиц по методикам, описанным в работе [1]. Электронно-микроскопические исследования показали, что картина экстинкционных контуров достаточно сложная, и наблюдается несколько компонент тензора, отличных от нуля, т.е. усложняется характер изгиба-кручения решетки вблизи «сателлитных» включений из-за накопления избыточной плотности дислокаций с различными векторами Бюргерса.

Очевидно, в процессе диффузионного обмена атомами между неметаллическими включениями и стальной матрицей структура границ включение–матрица непрерывно перестраивается (рис. 7,

е), что связано также с возможным изменением параметров и ориентировок кристаллических решеток в зонах их контакта. Эти процессы неизбежно влияют на условия сопряжения решеток включения и матрицы. Очевидно, диффузия в межфазных границах ускоряет процессы перемещения межфазных дислокаций. Интердиффузия, а также электронное взаимодействие между включением и матрицей [4] способствуют сближению периодов сопрягающихся решеток, тем самым уменьшается несоответствие на границе включение–матрица, т.е. в процессе протекания диффузионной перестройки эти границы могут прийти в равновесное состояние, отвечающее их минимальной энергии. Улучшению сопряжения решеток включения и матрицы также способствуют полигонизационные перестройки межфазных дефектов в самих границах включение–матрица [1]. Таким образом, можно считать, что релаксационные процессы, вызывающие изменение сопряжения решеток включения и матрицы при высокотемпературном отжиге, имеют диффузионно-дислокационную природу.

Мигрирующие вакансии увлекают за собой примеси, которые оседают в адсорбционных местах, всегда имеющих на межфазных границах и определяющих адсорбционную емкость последних. В результате на границах включение–матрица возникают сегрегации примесей. Физическим результатом адсорбции вакансий и примесей может быть снижение поверхностного натяжения границы включение–матрица. На поверхности включения может возникнуть новая граничная фаза (рис. 8), причем ее образование может как способствовать, так и препятствовать растворению включения. Структура граничной фазы может быть различной: однофазная (рис. 8, б, в), двухфазная (рис. 8, а). Для формирования граничных фаз в процессе отжига существуют благоприятные температурно-временные условия.

Выполненные исследования позволили уточнить механизм растворения включений при высокотемпературном нагреве, связан-



**Рис. 8.** Граничные фазы, возникшие при высокотемпературном нагреве вблизи включений  $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$  (а, в) и  $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$  (б); а —  $\times 20000$ ; б, в —  $\times 900 \times 4$ .

ный с образованием дефектных зон на поверхности включения и «вспышками» напряжений в процессе растворения, электронным взаимодействием включений и матрицы, «туннельным» растворением вдоль границ включения, подплавлением легкоплавких включений, а также перестройкой в системе межфазных дислокаций, сопровождающейся расщеплением границ включение–матрица. Установлено, что диспергирование включений при высокотемпературной выдержке связано с несколькими процессами: диссоциацией и частичным растворением включений, диффузионным дроблением включений при избирательном растворении, образованием дисперсных «сателлитных» частиц в зонах насыщения матрицы элементами включения [1]. Эти процессы позволяют уменьшить общую загрязненность включениями, средние их размеры и регулировать их состав, форму и распределение в матрице. Вследствие локального легирования матрицы от внутренних источников — неметаллических включений — образуются композитные зоны насыщения с каскадным распределением элементов и дисперсными «сателлитными» частицами, порождающими поля напряжений. Фазовые превращения, связанные с растворением исходных включений и появлением «сателлитных» частиц в процессе отжига способствуют непрерывному увеличению суммарной протяженности границ включение–матрица. Эти процессы энергетически оправданы, поскольку приводят к снижению напряжений вблизи включений в результате диспергирования последних, а также получению более равновесных межфазных границ.

Установлены основные закономерности трансформации границ включение–матрица в процессе высокотемпературного отжига, связанные с протеканием диффузии элементов включения и матрицы. Это приводит к гетерогенизации границ включение–матрица, сопровождающейся: их уширением и «присоединением» прилегающих насыщенных участков включения и матрицы, представляющих собой композитные образования — слоистые, дисперсные с каскадным распределением элементов и дальнедействующими полями напряжений; диффузионным дроблением межфазных границ при диспергировании включений вследствие их диссоциации (растворения) и образования «сателлитных» частиц; изменением сопряжения решеток включения и матрицы, имеющим диффузионно-дислокационную природу.

#### 4. ВЫВОДЫ

Высокоэнергетические обработки (горячая деформация, лазерное воздействие, высокотемпературный отжиг) привели к сложной трансформации границ включение–матрица. При этом каждая обработка вносила свои особенности в развитие трансформации и ха-

рактер релаксационных процессов, протекающих в границах включение–матрица.

Обнаружены «всплески» или пики пластической деформации, обусловленные проскальзыванием вдоль границ включение–матрица и характеризующие степень их пластичности при высокотемпературной деформации. Определены параметры пластичности изучаемых межфазных границ при разных условиях проскальзывания для различных неметаллических включений, а также особенности их трансформации, связанной с локальной гетерогенизацией пластической деформации, сложным взаимодействием в системе включение–матрица, сдвиговым сопряжением их решеток, образованием сегрегаций, «сателлитных» частиц и граничных фаз.

При лазерном упрочнении сталей, содержащих неметаллические включения, происходит совмещение лазерной термообработки с микролегированием локальных участков матрицы от внутренних источников — неметаллических включений. Это открывает возможности трансформации межфазных границ включение–матрица и формирования локальных градиентных и композитных структур различного типа с заданными свойствами путем регулирования степени растворения исходных включений и уровня насыщения прилегающих участков матрицы элементами включений. Оптимальное сочетание режима лазерного нагрева и типа неметаллического включения позволяет эффективно конструировать структуру межфазных границ включение–матрица. Процессы лазерного оплавления, плавления и растворения включений, а также образование «сателлитных» частиц и граничных фаз позволяют уменьшить средние размеры включений и уровень загрязненности ими сталей.

Высокотемпературный отжиг позволяет уменьшить общую загрязненность стали включениями и средние их размеры, а также регулировать их состав, форму и распределение в матрице. В зависимости от типа включений, температуры отжига и продолжительности выдержки диспергирование включений происходит тремя путями: частичное или полное растворение включений, их диффузионное дробление, выделение дисперсных «сателлитных» частиц. Основные закономерности трансформации границ включение–матрица в процессе высокотемпературного отжига связаны с образованием градиентных и композитных слоев различных типов, а также сложными процессами перестройки межфазных дефектов.

Регламентируя режим высокоэнергетического воздействия, можно создавать оптимальные структуры, ширину и степень упрочнения межфазных границ включение–матрица. Полученные результаты позволят повысить эффективность высокоэнергетических обработок благодаря реализации потенциала трансформации межфазных границ включение–матрица и влияния на механизм и

кинетику фазовых и структурных превращений в этих границах, а также влияния на размеры, состав, форму и распределение неметаллических включений в сталях.

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. S. I. Gubenko, V. V. Parusov, and I. V. Derevianchenko, *Nemetallicheskie Vklucheniya v Stali* (Dnepropetrovsk: ART-PRESS: 2005) (in Russian).
2. S. I. Gubenko, *Transformatsiya Nemetallicheskikh Vklucheniya v Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1991) (in Russian).
3. В. Н. Перевезенцев, В. В. Рыбин, В. Н. Чувильдеев, *Поверхность*, № 10: 108 (1983).
4. G. V. Samsonov, I. F. Pryadko, and L. F. Pryadko, *Konfiguratsionnaya Model Veschestva* (Kiev: Naukova Dumka: 1971) (in Russian).
5. Ван Бюрен, *Дефекты в кристаллах* (Москва: Издательство иностранной литературы: 1962).
6. С. І. Губенко, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, 46, № 3: 73 (2010).
7. С. І. Губенко, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, 46, № 4: 21 (2010).
8. S. I. Gubenko, *Proc. of Congress 'Machines, Technologies, Materials' (Sept. 19–21, 2012, Varna, Bulgaria)*, vol. 1, p. 19.
9. Ya. E. Geguzin and M. A. Krivoglaz, *Dvizhenie Makroskopicheskikh Vklucheniya v Tverdykh Telakh* (Moscow: Metallurgiya: 1971) (in Russian).

## REFERENCES

1. S. I. Gubenko, V. V. Parusov, and I. V. Derevianchenko, *Nemetallicheskie Vklucheniya v Stali (Non-Metallic Inclusions in Steel)* (Dnepropetrovsk: ART-PRESS: 2005) (in Russian).
2. S. I. Gubenko, *Transformatsiya Nemetallicheskikh Vklucheniya v Stali (Transformation of Non-Metallic Inclusions in Steel)* (Moscow: Metallurgiya: 1991) (in Russian).
3. V. N. Perevezentsev, V. V. Rybin, and B. N. Chuvildeev, *Poverkhnost'*, No. 10: 108 (1983) (in Russian).
4. G. V. Samsonov, I. F. Pryadko, and L. F. Pryadko, *Konfiguratsionnaya Model Veschestva (Configurational Model of Substance)* (Kiev: Naukova Dumka: 1971) (in Russian).
5. H. G. Van Bueren, *Imperfections in Crystals* (Amsterdam: North-Holland Publishing Company: 1960).
6. S. I. Gubenko, *Physicochemical Mechanics of Materials*, 46, No. 3: 73 (2010) (in Ukrainian).
7. S. I. Gubenko, *Physicochemical Mechanics of Materials*, 46, No. 4: 21 (2010) (in Russian).
8. S. I. Gubenko, *Proc. of Congress 'Machines, Technologies, Materials' (Sept. 19–21, 2012, Varna, Bulgaria)*, vol. 1, p. 19.
9. Ya. E. Geguzin and M. A. Krivoglaz, *Dvizhenie Makroskopicheskikh Vklucheniya v Tverdykh Telakh (Movement of Macroscopic Inclusions in Solids)* (Moscow: Metallurgiya: 1971) (in Russian).