

PACS numbers: 61.72.Ff, 61.72.Lk, 62.20.F-, 62.20.Qr, 81.30.Kf, 81.40.Lm, 83.50.Uv

## Закономерности и механизмы термомеханического упрочнения проката из малоуглеродистой стали

В. Е. Громов<sup>\*</sup>, Ю. Ф. Иванов<sup>\*\*</sup>, О. Ю. Ефимов<sup>\*\*\*</sup>,  
А. Б. Юрьев<sup>\*\*\*</sup>, С. В. Коновалов<sup>\*</sup>

<sup>\*</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет,  
ул. Кирова, 42,  
654007 Новокузнецк, Россия*

<sup>\*\*</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН,  
просп. Академический, 4,  
634021 Томск, Россия*

<sup>\*\*\*</sup>*ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,  
шоссе Космическое, 16,  
654043 Новокузнецк, Россия*

Представлены результаты исследований физической природы термомеханического упрочнения двутавра из стали 09Г2С. Установлены количественные закономерности формирования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и механических свойств в разных сечениях двутавра при ускоренном охлаждении в разных режимах. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выявлено формирование градиентных структурно-фазовых состояний, характеризующихся закономерным изменением по сечению типов и параметров дислокационной субструктуры, средних размеров частиц цементита и фрагментов  $\alpha$ -фазы наноразмерного диапазона. Установлено, что основными причинами, ответственными за повышение прочности упрочненного слоя, являются субструктурные и деформационные механизмы, обусловленные формированием мартенсита и бейнита. Вклад этих механизмов является регулируемой величиной и существенно зависит от режима обработки стали.

Представлено результати досліджень фізичної природи термомеханічного зміцнення двотавра зі сталі 09Г2С. Встановлено кількісні закономірності формування структури, фазового складу, дефектної субструктури і механічних властивостей у різних перерізах двотавра за прискороного охолодження за різними режимами. Методами просвітлювальної дифракційної електронної мікроскопії виявлено формування градієнтних структурно-фазових станів, для яких характерною є закономірна зміна за перерізом типів і параметрів дислокаційної субструктури, середніх розмірів частинок цементиту та фрагментів  $\alpha$ -фазы нанорозмірного діапазону.

Встановлено, що основними причинами, відповідальними за підвищення міцності зміцненого шару, є субструктурні й деформаційні механізми, обумовлені формуванням мартенситу та бейніту. Внесок цих механізмів є регульованою величиною, що істотно залежить від режиму обробки сталі.

The results of investigations of physical nature of the 09G2S steel (0.1% C, 1% Mn, 2% Si) H-beam thermomechanical strengthening are presented. The quantitative regularities of formation of the structure, phase composition, defect substructure, and mechanical properties in different H-beam cross sections under accelerated cooling in different regimes are revealed. The gradient structure–phase states formation is characterized by the regular change of dislocation substructure types and parameters, average cementite-particles sizes and nanosize-range  $\alpha$ -phase fragments on cross section are revealed by methods of transmission electron-diffraction microscopy. As revealed, the substructure and deformation mechanisms depending on the martensite and bainite formation are the main causes responsible for the hardened layer strength increase. These mechanisms contribution is a regulated value, and it depends on the steel treatment regime essentially.

**Ключевые слова:** структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура, механизмы упрочнения.

*(Получено 19 августа 2010 г.)*

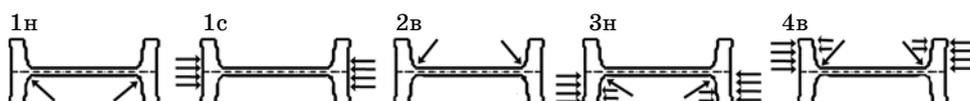
## ВВЕДЕНИЕ

Новые ресурсо- и энергосберегающие технологии обработки металлов давлением, обеспечивающие повышение производительности труда и качественных показателей продукции, во многом определяют перспективы эффективного развития современной металлургии. В настоящее время при производстве проката применяются технологии термомеханического упрочнения, обеспечивающие повышение механических свойств без использования дорогостоящих легирующих добавок [1, 2]. Целенаправленное управление эксплуатационными свойствам проката и разработка оптимальных режимов его упрочнения должны базироваться на знании процессов структурообразования при различных технологических воздействиях [3].

Целью настоящей работы являлось исследование закономерностей и механизмов формирования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры двутавровой балки для монорельсовой дороги из стали 09Г2С при ускоренном охлаждении в линии сортового стана.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для реализации технологии ускоренного охлаждения на ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» была разработана и



**Рис. 1.** Схема охлаждения двутавра ДП155 по элементам профиля. 1н, 1с, 2в, 3н и 4в — подводы охлаждающей воды.

изготовлена установка, в которой готовые раскаты после выхода из последней клетки стана 450 охлаждались по элементам профиля согласно схеме рис. 1. Температурно-скоростные параметры прокатки и ускоренного охлаждения для различных технологических вариантов приведены в табл. 1. В качестве материала исследования использовали двутавровую балку ДП155 из стали 09Г2С, химический состав которой приведен в табл. 2.

Схема вырезки образцов для определения механических свойств приведена на рис. 2. Нормируемые ГОСТ 19281 характеристики двутавра, определяемые на образцах маркировки 1–4, вырезанных и изготовленных в соответствии с ГОСТ 7564, приведены в табл. 3.

Исследования дислокационной структуры стали осуществляли методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг. Пластинки толщиной  $\approx 0,3$  мм вырезали из сегмента № 1 (рис. 2, а) параллельно внутренней поверхности профиля двутавра на расстоянии 4 и 7 мм от поверхности охлаждения (рис. 2, б, слой 2 и 3); кроме этого, анализировали структуру слоя, непосредственно примыкающего к поверхности охлаждения (рис. 2, б, слой 1).

Исследования структуры стали осуществляли методом тонких фольг [4]. Фольги готовили следующим образом: на электроискровом станке вырезали параллельно исследуемой поверхности пластинки толщиной  $\approx 250\text{--}300$  мкм; далее пластинки шлифовали и подвергали одностороннему электролитическому утонению в элек-

**ТАБЛИЦА 1.** Режимы ускоренного охлаждения проката.

№ режима	V, м/с	T, °C			Давление воды на подводах, атм.				
					I		II		I
		после 3-й клетки	после 9-й клетки	при поступлении на холодильник	1н	2в	3н	4в	1с
P1	5,2	1100–1150	1050–1080	950–970	–	–	–	–	–
P2	5,2	1050–1150	1040–1080	720–770	1,5	1,5	2,5	2,5	3,0
P3	4,5	1050–1150	1040–1080	690–730	1,5	1,5	2,5	2,5	3,5
P4	6,0	1050–1160	1060–1100	800–850	1,5	1,5	2,5	2,5	3,0

ТАБЛИЦА 2. Химический состав стали марки 09Г2С.

№ плавки	Массовая доля элементов, % (остальное Fe)					
	C	Si	Mn	S	P	N
500034	0,095	0,66	1,56	0,019	0,015	0,0057
Требования ГОСТ19281	≤0,12	0,50–0,80	1,50–1,70	0,025	≤0,035	≤0,008

тролите: 450 мл  $H_3PO_4$  + 50 г хромового ангидрида при напряжении 20–27 В и плотности тока 2–3 А/см<sup>2</sup>. Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 30000–80000 крат. Для идентификации фаз, присутствующих в материале, применялся дифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующим индентированием микроэлектроннограмм [5]. Изображения тонкой структуры материала (светлопольные изображения) были использованы для классификации морфологических признаков структуры; определения размеров, объемной доли и мест локализации частиц вторых фаз; измерения скалярной  $\langle \rho \rangle$  и избыточной  $\rho_+$  плотности дислокаций; амплитуды кривизны–кручения  $\alpha$ .

Применительно к дислокационным субструктурам (ДСС), формирующимся в процессе деформации однофазных сплавов, этот метод был впервые использован в работах Н. А. Коневои с сотрудниками [6, 7]. В связи с тем, что размер структурного элемента в формирующемся типе дислокационных субструктур больше или соизмерим с толщиной фольги, то с их изображениями в фольге можно работать как со случайными сечениями в шлифе [8]. Поэтому в работе использовался метод определения объемной доли по случайным сечениям, основанный на измерении доли площади фольги  $P_s$ , занятой определенным типом ДСС, т.е. был использован планиметрический метод. Скалярная плотность дислокаций измерялась методом секущих с поправкой на невидимость дислокаций [9].

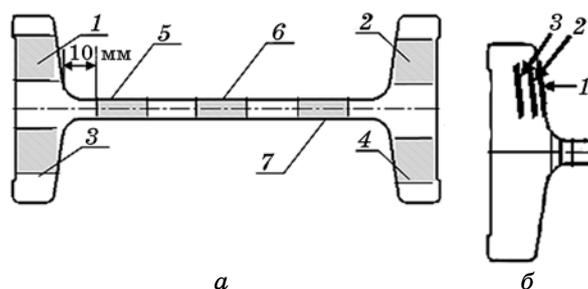


Рис. 2. Схема сегментирования заготовки (а) и схема препарирования образца при приготовлении фольг для ПЭМ-анализа (б).

ТАБЛИЦА 3. Нормируемые свойства проката.

Класс прочности	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta_5$ , %	Изгиб на 180°	Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>			
					КСU			КСV
					при температуре, °С			
					-40	-60	после мех. старения +20	-20
345	≥ 480	≥ 345	≥ 21	2d	≥ 29	≥ 29*	≥ 29	≥ 40*

\*Для проката толщиной 5–10 мм (кл. 345).

Для изучения эволюции фрагментированной и ячеистой ДСС использовались такие параметры как размер фрагментов и ячеек. Величина фрагментов измерялась в двух, взаимно перпендикулярных, направлениях (длина и ширина). Величина размера ячеек определялась методом случайных секущих [10, 11] как путем их измерения в разных плоскостях фольги, так и путем их усреднения по всем имеющимся плоскостям.

В исследуемой стали присутствуют карбиды, имеющие форму, близкую к сферической, и вытянутую пластинчатую форму. У частиц карбидов, имеющих сферическую форму, измерялся диаметр  $d$ , у пластинчатых — длина частиц  $l$  и их диаметр  $d$ . Размеры частиц определяли по микрофотографиям, полученным с фольг, путем их непосредственного замера [11].

Среднее расстояние между частицами определяли методом случайно брошенной секущей по микрофотографиям [12].

Определение объемной доли частиц карбидных фаз, находящихся на границах и в теле структурных составляющих, определяли по методикам [11, 12].

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

### Формирование структурно-фазовых состояний и механических свойств при термомеханическом упрочнении

Исследования механических свойств изделия, результаты которых представлены в табл. 4, показали, что после обработки по режиму P1 (без ускоренного охлаждения) прочностные свойства полки двутавра ниже требований класса 345, что объясняется массивностью данного элемента. Ускоренное охлаждение (P2–P4) приводит к формированию прочностных свойств полки двутавра, превышающих требования класса 345. При этом после охлаждения по режи-

ТАБЛИЦА 4. Механические свойства и химический состав проката.

№ режима	Механические свойства	Маркировка							Массовая доля элементов, %		
		полки				стенка			С	Si	Mn
		1	2	3	4	5	6	7			
P1	$\sigma_b, \text{H/мм}^2$	500	510	520	520	510	510	500	0,111	0,71	1,64
	$\sigma_t, \text{H/мм}^2$	330	335	335	330	370	380	360			
	$\delta_5, \%$	37	33	31	31	36	34	33			
P2	$\sigma_b, \text{H/мм}^2$	570	590	530	540	600	520	560	0,109	0,73	1,63
	$\sigma_t, \text{H/мм}^2$	430	455	380	385	500	410	450			
	$\delta_5, \%$	32	29	29	33	27	29	29			
P3	$\sigma_b, \text{H/мм}^2$	570	570	530	530	630	570	680	0,105	0,72	1,60
	$\sigma_t, \text{H/мм}^2$	440	445	375	385	550	490	600			
	$\delta_5, \%$	29	29	33	29	22	22	17			
P4	$\sigma_b, \text{H/мм}^2$	540	550	520	530	580	580	570	0,108	0,77	1,67
	$\sigma_t, \text{H/мм}^2$	390	400	345	345	420	375	395			
	$\delta_5, \%$	31	30	31	33	30	31	30			

мам P2 и P3 свойства стали очень близки и несколько выше по сравнению с образцами, охлажденными по режиму P4.

Представленные в табл. 3 результаты характеризуют механические свойства объема стали. Профиль механических свойств, формирующийся в материале при поверхностном способе обработки, может быть выявлен при анализе микротвердости. На рисунке 3 такие результаты представлены для сегмента № 1 двутавровой балки, обработанной по режимам P3 и P4. Как и следовало ожидать, ускоренное охлаждение водой приводит к полуторному–двукратному увеличению прочности поверхностного слоя стали по отношению к ее объему.

В работах [13–16] при анализе микроструктуры элемента 1 профиля двутавра, охлажденного по режимам P3 и P4, было выявлено три слоя (поверхностный, переходный и центральный), различающихся толщиной, типом структуры и механизмом ее формирования. Структура металла в переходном слое и центральной зоне полков при данных режимах охлаждения получена в результате превращения по нормальному механизму и состоит из феррита, перлита, «вырожденного» перлита и выделений карбидов по границам ферритного зерна (рис. 4).

Структура упрочненного (поверхностного) слоя кардинальным образом отличается от структуры переходного слоя и центральной зоны стали (рис. 5). В поверхностном слое образца стали, охла-

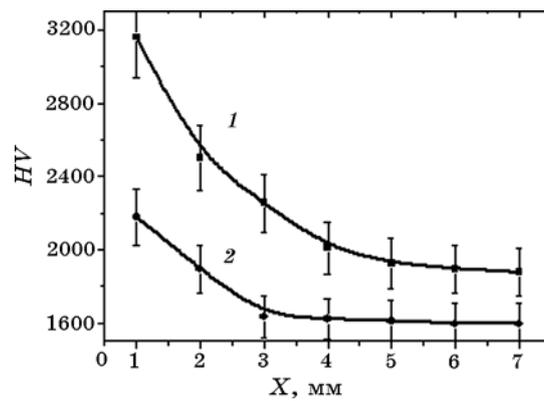


Рис. 3. Профиль микротвердости сегмента №1 двутавра стали 09Г2С, подвергнутой упрочняющей обработке по режимам Р3 (кривая 1) и Р4 (кривая 2).

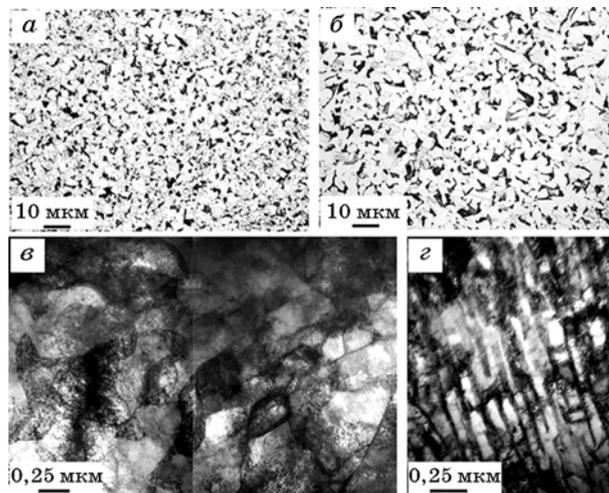
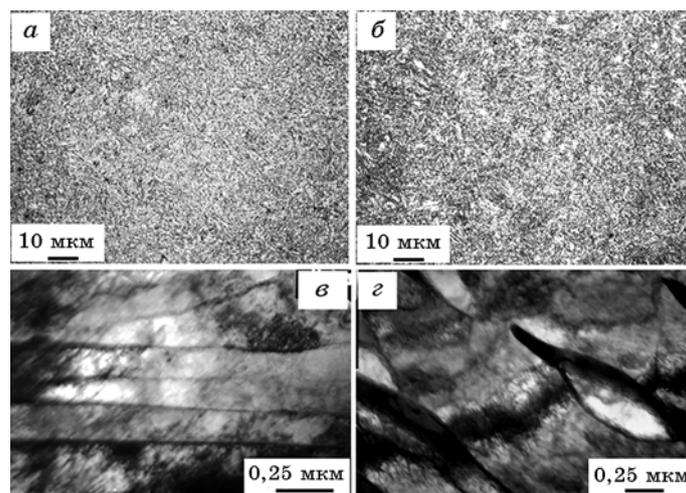


Рис. 4. Микроструктура полки двутавра, охлажденного по режиму Р4; а, в — переходный слой; б, г — центральная зона; а, б — металлография травленого шлифа; в, г — просвечивающая электронная микроскопия; в — субзернистая структура феррита; г — перлит пластинчатый.

жденной по режиму Р3, основным морфологическим типом  $\alpha$ -фазы являются пластины разной степени совершенства границ: от четких прямолинейных до слабовыраженных рассыпающихся (рис. 5, в). Поперечные размеры пластин изменяются в весьма широких пределах от 0,1 до 1,8 мкм. В объеме пластин присутствует дислокационная субструктура сетчатого типа; скалярная плотность дислокаций  $\cong 5,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Тип дислокационной субструктуры (сетчатая) и сравнительно



**Рис. 5.** Микроструктура упрочненного слоя полки двутавра, охлажденного по режиму Р3 (*а, в*) и Р4 (*б, г*); *а, б* — металлография травленого шлифа; *в, г* — просвечивающая электронная микроскопия.

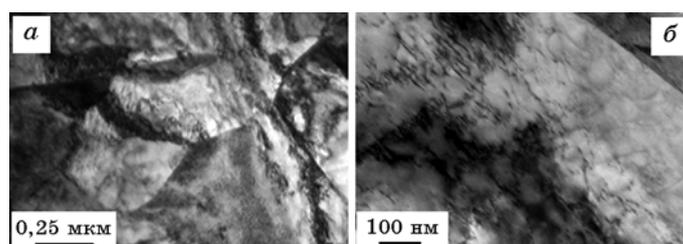
высокая скалярная плотность дислокаций, отсутствие в объеме пластин частиц карбидной фазы, группирование пластин в пакеты позволяют предположить, что данный тип структуры  $\alpha$ -фазы сформировался в результате мартенситного  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения. Последующий самоотпуск стали под действием остаточного тепла объема заготовки привел к релаксации дислокационной субструктуры, выражающейся в снижении скалярной плотности дислокаций, разрушении малоугловых границ кристаллов мартенсита и выделении (в отдельных случаях) по границам частиц цементита. В незначительном количестве ( $\cong 0,1$  объема исследованного материала) в поверхностном слое образца Р3 присутствуют зерна  $\alpha$ -фазы. В объеме зерен выявляется дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток; скалярная плотность дислокаций  $\cong 2,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

В поверхностном слое образца стали, охлажденной по режиму Р4, преобладающей является структура пластинчатого типа (рис. 5, *г*), относительное содержание которой достигает 0,6 объема материала. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 200 до 450 нм. В объеме пластин выявляется дислокационная субструктура сетчатого типа; скалярная плотность дислокаций  $\cong 4,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Пластины расположены параллельно друг другу и образуют пакеты, по морфологическому признаку напоминая пакетный мартенсит. Анализируя характерное изображение таких пакетов, можно отметить чередование пластин светлого и темного контраста. Микродифракционный анализ выявил присутствие лишь рефлексов  $\alpha$ -фазы. Рефлексы остаточного аустенита и частиц карбидной фазы не

выявляются. Подобные по морфологическому признаку структуры ранее наблюдались в конструкционных сталях, названы бескарбидным бейнитом и подробно описаны в [17, 18]. Наряду с морфологическим сходством с бескарбидным бейнитом в структуре, представленной на рис. 5, *з*, наблюдается и некоторое отличие. В работах [17, 18] показано, что в структуре бескарбидного бейнита присутствует остаточный аустенит, располагающийся в виде широких прослоек, разделяющих пластины феррита. Отсутствие остаточного аустенита в структуре, выявленной в настоящей работе, очевидно связано с протеканием в стали на стадии охлаждения не только бейнитного превращения исходного аустенита, но и  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения остаточного аустенита.

Наряду с пластинами бескарбидного бейнита в поверхностном слое стали, обработанной по режиму Р4, обнаруживается субзеренная структура, относительное содержание которой 0,4 объема материала (рис. 6, *а*). Размеры субзерен изменяются в пределах от 200 до 600 нм. В объеме субзерен присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток (рис. 6, *б*); скалярная плотность дислокаций  $3,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Очевидно, что причиной формирования субзеренной структуры в поверхностном слое стали, обработанной по режиму Р4, является «самоотпуск» бескарбидного бейнита, инициированный остаточным теплом массивной заготовки.

Таким образом, термоупрочнение двутавровой балки стали 09Г2С на установке ускоренного охлаждения по режимам Р3 и Р4, приводит к формированию многослойной (поверхностный, переходный и центральный слои) микроструктуры элемента 1 профиля двутавра. Структура стали в переходном слое и центральной зоне полка при данных режимах охлаждения получена в результате превращения по нормальному механизму и состоит из феррита, перлита, «вырожденного» перлита и выделений карбидов по границам ферритного зерна. Структура стали поверхностного слоя формируется в результате промежуточного (режим Р4) и сдвигового (режим Р3) механизмов  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения с последующим протеканием



**Рис. 6.** Электронно-микроскопическое изображение субзеренной структуры упрочненного слоя полки двутавра, охлажденного по режиму Р4.

**ТАБЛИЦА 5.** Количественные характеристики структуры упрочненного слоя 09Г2С.

Режим обработки	Параметры структуры							
	$\Delta V_1$	$d_1$ , мкм	$\rho_1, 10^{10}$ см <sup>-2</sup>	$\Delta V_2$	$d_2$ , мкм	$\rho_2, 10^{10}$ см <sup>-2</sup>	$\langle \rho \rangle, 10^{10}$ см <sup>-2</sup>	$\langle d \rangle$ , мкм
Р3	0,9	0,2	5,0	0,1	0,5	2,8	4,78	0,23
Р4	0,6	0,3	4,8	0,4	0,5	3,6	3,84	0,38

Примечание:  $\Delta V_1, \Delta V_2$  — объемные доли структуры пластинчатого (мартенсит или бейнит) и субзеренного типа соответственно;  $d_1, d_2$  — средние поперечные размеры пластин и субзерен соответственно;  $\rho_1, \rho_2$  — скалярная плотность дислокаций, расположенных в пластинах и субзернах соответственно;  $\langle \rho \rangle$  — скалярная плотность дислокаций в среднем по слою (с учетом типов структуры);  $\langle d \rangle$  — размер субструктуры стали в среднем по слою (с учетом типов структуры).

процесса «самоотпуска». Количественные характеристики поверхностного (упрочненного) слоя, наиболее значимо отражающие влияние режима упрочнения на субструктуру стали и выявленные по результатам электронно-микроскопических исследований, приведены в табл. 5.

Представленные в табл. 5 результаты позволяют провести сравнительный анализ физических механизмов повышения микротвердости поверхностного слоя двутавровой балки стали 09Г2С после ускоренного охлаждения по режимам Р3 и Р4 [19–21].

#### Анализ механизмов термомеханического упрочнения стали

Величина микротвердости стали определяется суперпозицией ряда механизмов, основными из которых являются следующие [19–21].

**Упрочнение внутрифазными границами раздела.** Выделяют непрерываемые границы раздела и перерезаемые границы раздела фазы. К первым относят большеугловые границы раздела зерен, пакетов мартенсита, кристаллов мартенсита и бейнита. Упрочнение материала большеугловыми границами можно оценить, используя соотношение Холла–Петча [22]:

$$\sigma_{\text{тр.}} = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}, \quad (1)$$

где  $\sigma_0$  — напряжение трения решетки материала;  $d$  — средний размер зерен материала;  $k_y$  — коэффициент пропорциональности, характеризующий состояние границ зерен материала. Упрочняющая обработка стали, как показали исследования, выполненные методами металлографии, не приводит к значимому изменению размера зерен в центре заготовки и в поверхностном слое. С другой стороны,

формирование в поверхностном слое кристаллов мартенсита и бейнита, границы раздела которых преимущественно относятся к большеугловым, а эффективные размеры составляют доли микрометра, будет способствовать повышению прочностных свойств поверхностного слоя стали. Используя средние размеры субструктуры стали  $d$ , приведенные в табл. 5, и выражение (1), несложно показать, что вклад данного механизма упрочнения в твердость упрочненного слоя образца Р3 на  $\cong 30\%$  выше соответствующего вклада в твердость упрочненного слоя образца Р4.

К перерезаемым границам относят малоугловые границы раздела, формирующиеся в материале в результате перестройки дислокационной субструктуры — это границы раздела ячеек, фрагментов, субзерен. Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение) оценивают, используя выражение [19]:

$$\sigma_{\text{субгр.}} = k'_y l^{-m}, \quad (2)$$

где  $m = 1$  или  $0,5$ ;  $l$  — эффективный размер субзерен (ячеек, фрагментов), определяемый эффективной длиной плоскости скольжения в субзерне;  $k'_y$  — коэффициент пропорциональности, являющийся характеристикой состояния границ субзерен материала. Упрочняющая обработка сопровождается формированием субзеренной структуры практически по всему объему двутавра, следовательно, данный механизм упрочнения не будет способствовать повышению прочности преимущественно поверхностного слоя стали.

**Упрочнение за счет существования сил трения кристаллической решетки.** Первое слагаемое в уравнении (1)  $\sigma_0$  представляет собой предел текучести материала в условиях отсутствия сопротивления со стороны большеугловых границ.

Теоретические расчеты и экспериментальные исследования показывают, что величина  $\sigma_0$  существенно зависит от степени чистоты материала и величины его дефектности [22, 23]. Изложенные выше результаты исследования дефектной субструктуры стали свидетельствуют о формировании в процессе термомеханической обработки развитой дислокационной субструктуры. Следовательно, упрочняющая обработка стали будет сопровождаться ростом величины  $\sigma_0$  и, соответственно, прочностных характеристик материала, однако оценить количественно величину данного вклада проблематично.

**Упрочнение частицами вторых фаз.** Разделяют упрочнение материала когерентными и некогерентными выделениями второй фазы (частицы карбидов, нитридов, интерметаллидов и т.д.). При наличии в материале зон предвыделений и/или частиц когерентной фазы (фазы, кристаллическая решетка которой плавно переходит в кристаллическую решетку матрицы, внося в материал упругие искажения) упрочнение оценивают по механизму, предложенному

Моттом и Набарро, учитывая возможное формирование дислокаций несоответствия и дополнительных поверхностей раздела частица–матрица, появляющихся при перерезании когерентных частиц движущимися дислокациями, [24]:

$$\sigma_{\text{к.ч.}} = 2G_m \varepsilon^{3/2} (r_{\text{к.ч.}} f_{\text{к.ч.}} b_m^{-1})^{1/2}, \quad (3)$$

где  $G_m$  — модуль сдвига матрицы;  $r_{\text{к.ч.}}$  — радиус когерентной частицы;  $f_{\text{к.ч.}}$  — объемная доля когерентных частиц;  $|\mathbf{b}_m|$  — вектор Бюргера скользящей в матрице дислокации;  $\varepsilon = 3K\delta/(3K + 2E(1 + \nu))$ ,  $\delta = 2(a_{\text{ч}} - a_m)/a_m$  — параметр несоответствия,  $a_m$  и  $a_{\text{ч}}$  — параметры решеток матрицы и выделения, соответственно,  $K$  — объемный модуль упругости выделений,  $E$  — модуль упругости матрицы,  $\nu$  — коэффициент Пуассона матрицы.

Для учета упрочнения материала некогерентными частицами (обособленными от матрицы межфазной границей раздела) в первом приближении используют модель, предложенную Е. Орованом, учитывающую огибание частиц движущимися дислокациями [25]:

$$\sigma_{\text{ч}} = M \frac{mG_m b}{2\pi(|\lambda - D|)} \Phi \ln \left( \left| \frac{\lambda - D}{4b} \right| \right), \quad (4)$$

где  $D$  — средний размер частиц;  $m$  — ориентационный множитель;  $\Phi = 1$  для винтовой и  $\Phi = (1 - \nu)^{-1}$  — для краевой дислокации;  $\lambda$  — расстояние между частицами,  $|\mathbf{b}|$  — вектор Бюргера скользящей в матрице дислокации;  $M$  — параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице и равный 0,81–0,85 [26].

Представленные выше результаты электронно-микроскопического фазового анализа свидетельствуют о возможном упрочнении поверхностного слоя образца РЗ частицами цементита, расположенными по границам кристаллов мартенсита. Следует отметить, что объемная доля частиц цементита вследствие низкого содержания в стали углерода мала, вклад их в упрочнение стали также будет сравнительно мал.

**Упрочнение дислокациями.** Сопротивление движению дислокаций, обусловленное неподвижными дислокациями, присутствующими в материале и лежащими в плоскостях скольжения, и упругими взаимодействиями с дислокациями, лежащими в плоскостях, параллельных плоскостям скольжения, оценивают следующим образом [27]:

$$\sigma_{\text{дисл.}} = m\alpha G b \sqrt{\langle \rho \rangle}, \quad (5)$$

где  $\langle \rho \rangle$  — скалярная плотность дислокаций;  $m$  — ориентационный множитель;  $G$  — модуль сдвига;  $\alpha$  — безразмерный коэффициент,

равный 0,1–0,51 [23]. Упрочняющая обработка стали приводит к формированию в поверхностном слое кристаллов мартенсита (образец Р3) и бейнита (образец Р4), субструктура которых характеризуется сравнительно (с переходным слоем и центральной зоной) высокой плотностью дислокаций ( $\langle \rho \rangle = (4,8-5,0) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ). Следовательно, увеличение прочностных характеристик поверхностного слоя стали будет достигаться и за счет формирования субструктуры с высокой плотностью дислокаций. Используя средние значения скалярной плотности дислокаций  $\langle \rho \rangle$ , приведенные в табл. 5, и выражение (5), несложно показать, что вклад данного механизма упрочнения в твердость упрочненного слоя образца Р3 на  $\cong 12\%$  выше соответствующего вклада в твердость упрочненного слоя образца Р4.

**Твердорастворное упрочнение** — упрочнение атомами легирующих элементов, присутствующими в кристаллической решетке матрицы и возникающее в результате взаимодействия с ними дислокаций. Взаимодействия дислокации с атомами примеси делят на три типа [28]: к первому отнесем взаимодействие, приводящее к возникновению трения при движении дислокаций; ко второму — способствующее закреплению (блокированию) дислокаций; к третьему — приводящее к связи движущихся дислокаций с подвижными атомами примеси. Считается, что при расчете прочностных характеристик основными являются первые два фактора. Упрочнение первого типа обусловлено действием нескольких механизмов:

а) связанного с несоответствием размеров атомов примеси и матрицы, которое определяется параметром  $\delta_a$ :

$$\delta_a = \frac{1}{a} \frac{da}{dc}, \quad (6)$$

где  $da/dc$  — изменение параметра решетки твердого раствора  $a$  в зависимости от атомной концентрации растворенного элемента  $c$ ;

б) обусловленного несоответствием упругих модулей атомов примеси и матрицы, которое определяется параметром  $\delta_E$ :

$$\delta_E = \frac{1}{E} \frac{dE}{dc}. \quad (7)$$

По Флейшеру и Хиббарду [29] упрочнение, обусловленное размерным и упругим несоответствием, может быть рассчитано из соотношения:

$$\sigma_{\text{тв.р.}} = \frac{1}{m} E \delta_S^{3/2} c^n, \quad (8)$$

где  $m = 760$ ;  $\delta_S = |\delta_E| + \alpha_0 |\delta_a|$  — параметр несоответствия;  $\alpha_0 = 3$  для краевой и  $\alpha_0 = 16$  для винтовой дислокации;  $n = 1, 0,5, 0,3$  [30].

Исследования упрочненного слоя образца Р3 выявили частицы

цементита, что указывает на выход углерода из кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы. В упрочненном слое образца Р4 частицы цементита в структуре бейнита (бескарбидного бейнита) не выявлены. Однако, как было показано в [14–16], в прослойках  $\alpha$ -фазы, разделяющих пластины бейнита, выявлен особый контраст, свидетельствующий о формировании предвыделений второй (очевидно, карбидной) фазы. Следовательно, твердорастворное упрочнение поверхностного слоя образцов Р3 и Р4 должно быть сравнительно малым.

Таким образом, установлено, что основными механизмами, ответственными за повышение твердости упрочненного слоя стали, являются субструктурное и деформационное, обусловленные формированием кристаллов мартенсита и бейнита. Вклад данных механизмов в упрочнение материала является регулируемой величиной и существенным образом зависит от режима обработки стали.

### **Формирование дислокационной субструктуры термомеханически упрочненной стали**

Выполненный в работе электронно-микроскопический микродифракционный анализ показал, что высокотемпературная прокатка и последующее ускоренное охлаждение заготовки приводят к формированию в стали двухфазной структуры, состоящей из  $\alpha$ -фазы (ОЦК-твердый раствор на основе железа, феррит) и цементита (карбид железа). Основной является  $\alpha$ -фаза.

Состояние дефектной субструктуры  $\alpha$ -фазы в рассматриваемых нами условиях определяется следующими факторами [1, 3, 13, 31, 32]:

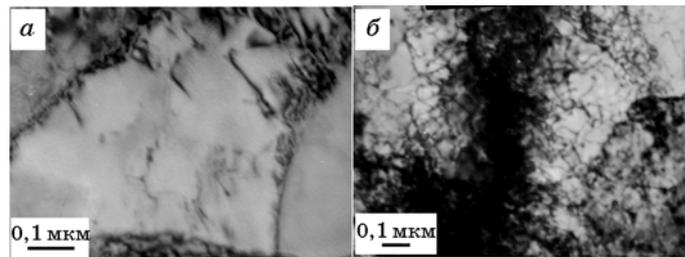
- 1) механизмом  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения;
- 2) расстоянием до поверхности ускоренного охлаждения;
- 3) режимом высокотемпературной прокатки и ускоренного охлаждения.

При реализации технологии ускоренного охлаждения двутавровой балки в формировании структуры стали задействованы следующие механизмы  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения:

- 1) механизм диффузионного  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения, приводящий к образованию зерен структурно-свободного феррита (т.е. зерен феррита, не содержащих частицы цементита), зерен феррита, содержащих хаотически распределенные частицы цементита и зерен перлита;
- 2) при реализации промежуточного механизма  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения формируется бейнитная структура;
- 3) сдвиговой механизм  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения приводит к формированию мартенситной структуры.

Проведем анализ состояния дислокационной субструктуры  $\alpha$ -фазы, формирующейся в этих условиях.

Дислокационная субструктура зерен структурно-свободного

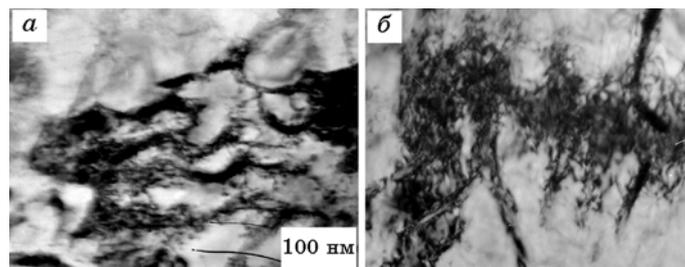


**Рис. 7.** Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры, выявляемой в зернах структурно-свободного феррита; *a* — структура дислокационного хаоса; *б* — сетчатая дислокационная структура.

феррита представлена, преимущественно, хаотически распределенными дислокациями (рис. 7, *a*) и дислокациями, формирующими сетки (рис. 7, *б*). Весьма редко обнаруживается ячеистая дислокационная субструктура.

Как правило, зерна структурно-свободного феррита разбиты на блоки (субзерна), разделенные малоугловыми границами. Азимутальная составляющая угла полной разориентации блоков достигает  $\cong 10^\circ$ . Блоки, преимущественно, анизотропны, т.е. характеризуются поперечными и продольными размерами. Коэффициент анизотропии (отношение продольных размеров к поперечным)  $k = L/D = 2,0-2,5$ . При этом средние размеры блоков изменяются в пределах от 0,1 до 1,0 мкм. В объеме блоков, как и в объеме зерен, не содержащих блоков, выявляется дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. Средняя по зерну скалярная плотность дислокаций  $\langle \rho \rangle$  изменяется в пределах от  $2,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . При этом плотность дислокаций в структуре хаоса, как правило, в 1,5–2,0 раза ниже, чем в сетчатой дислокационной субструктуре.

Дислокационная субструктура зерен феррита, содержащих частицы цементита, представлена ячейками (рис. 8, *a*) либо хаотически распределенными дислокациями (рис. 8, *б*). Частицы цементита-

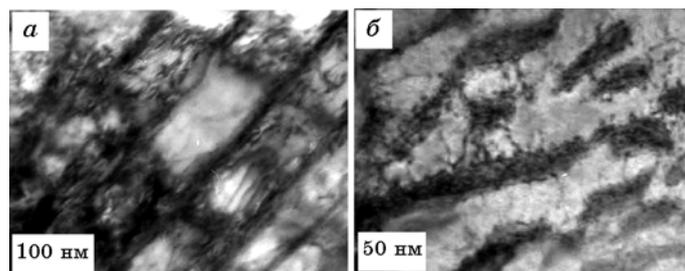


**Рис. 8.** Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры зерен феррита, содержащих частицы цементита.

та, как правило, располагаются по границам ячеек, как бы ограничивая их размеры. Скалярная плотность дислокаций в таких зернах (т.е. дислокации, распределенных по объему зерна) относительно мала и составляет  $\langle \rho \rangle = 1,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Перлит, выявляемый в исследуемой стали, имеет преимущественно пластинчатую морфологию. Структура перлитных колоний несовершенна. Следуя терминологии, подробно изложенной в [32], наблюдаются ферритные промежутки в пластине цементита («ферритные мостики»), криволинейные пластины цементита, цементитные ленты и сrostки различных конфигураций. Ферритная составляющая зерен перлита фрагментирована (рис. 9, а). Разориентация фрагментов в отдельных случаях достигает  $\cong 10$  градусов. В объеме фрагментов присутствуют дислокации, распределенные преимущественно хаотически, либо формирующие сетчатую субструктуру (рис. 9). Скалярная плотность дислокаций  $\langle \rho \rangle = 1,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Выявлена следующая особенность распределения дислокаций в ферритной матрице перлитного зерна: при низкой плотности (структура дислокационного хаоса) дислокации концентрируются вблизи межфазной границы феррит–цементит (рис. 9, б). Это обстоятельство указывает на возможную причину появления дислокаций — различие коэффициентов термического расширения феррита и перлита. Сетчатая дислокационная субструктура, как правило, не привязана к пластинам цементита, располагаясь по всему объему ферритной матрицы.

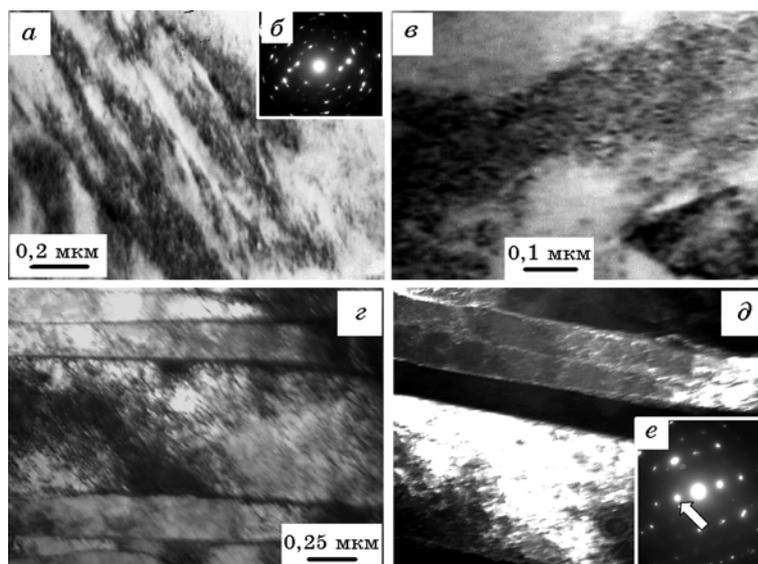
Реализация промежуточного механизма  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения приводит к формированию в стали 09Г2С бейнитной структуры, характерное изображение которой приведено на рис. 5, в, з. Подобные по морфологическому признаку структуры ранее наблюдались в конструкционных сталях и подробно описаны в [17, 18]. В данных работах такой тип структуры предложено называть «бескарбидным» бейнитом. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 200 до 450 нм. Пластины разбиты на блоки, имеющие анизотропную форму ( $k = 3,2$ ) (рис. 5, в, з). Последнее является, по-видимому,



**Рис. 9.** Электронно-микроскопическое изображение дислокационной субструктуры зерен пластинчатого перлита.

следствием воздействия остаточного тепла на структуру стали. В объеме пластин выявляется дислокационная субструктура сетчатого типа; скалярная плотность дислокаций  $\cong 4,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

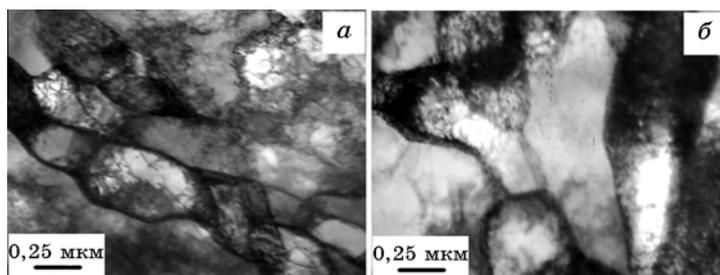
Реализация механизма сдвигового  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения сопровождается формированием мартенситной структуры (рис. 10). Пластины располагаются параллельными рядами, формируя структуру, подобную структуре пакетного мартенсита закаленной стали [33, 34]. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 100 нм до 1,8 мкм. Микроэлектроннограммы, получаемые с объема материала, содержащего мартенситные пластины, как правило, содержат азимутально размытые рефлексy (рис. 10, б). Данное обстоятельство указывает на малоугловую разориентацию между кристаллами мартенсита. Азимутальная составляющая угла полной разориентации пластинчатой субструктуры, оцениваемая по величине азимутального размытия рефлексов, достигает 7,3 градусов. При анализе субструктуры кристаллов мартенсита выявляется крапчатый (черно-белый) контраст (рис. 10, в). Наличие данного контраста свидетельствует о высокой плотности дислокаций ( $\cong 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ), формирующих сетчатую структуру [34]. Анализ дислокационной субструктуры кристаллов мартенсита, выполненный в настоящей работе, подтвердил наличие сетчатой субструктуры, скалярная плотность дислокаций которой несколько ниже ( $\cong 9,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ )



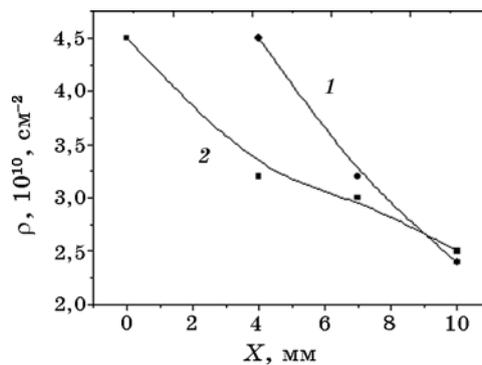
**Рис. 10.** Мартенситная структура, формирующаяся в стали 09Г2С; а, в, г — светлые поля; д — темное поле, полученное в рефлексе [110]  $\alpha$ -Fe; б, е — микроэлектроннограммы. На е стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле д.

плотности, характерной для закаленной стали, что может быть связано как с ошибкой измерения, так и с релаксационными процессами, протекающими в стали под действием остаточного тепла (так называемый «самоотпуск» стали).

Ускоренное охлаждение поверхности заготовки сопровождается формированием градиента состояния дефектной субструктуры стали, который проявляется следующим образом. В центральной области исследуемого образца (т.е. на расстоянии  $\cong 10$  мм от поверхности охлаждения) в зернах феррита и ферритной составляющей зерен перлита присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. В отдельных случаях выявляются эффекты упорядочения дислокаций с образованием границ ячеек. На микроэлектронограммах, полученных с такой структуры, наблюдается слабо выраженное азимутальное уширение ( $\Delta\alpha = 1-2^\circ$ ) дифракционных рефлексов  $\alpha$ -фазы. На расстоянии  $\cong 7$  мм от поверхности охлаждения в зернах феррита выявляется блочная (субзеренная) субструктура. Размеры блоков (субзерен) изменяются в пределах от 200 до 800 нм. Азимутальная составляющая угла полной разориентации блочной субструктуры достигает  $8^\circ$ . В объеме блоков присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. При уменьшении расстояния до поверхности охлаждения до 4 мм максимальные размеры субзерен снижаются до  $\cong 380$  нм; азимутальная составляющая угла полной разориентации блочной субструктуры возрастает до  $9,5^\circ$ . В объеме блоков (субзерен) присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. Особенностью субструктуры зерен феррита данного слоя стали является квазиупорядоченное расположение блоков, формирующих структуру, подобную полосовой субструктуре (рис. 11). В ферритной составляющей перлитных зерен как в центральной части заготовки двутавра, так и в объемах, расположенных на расстояниях 7 и 4 мм от поверхности охлаждения наблюдается сетчатая дислокационная субструктура. В слое, прилегающем к поверхности охлаждения, в объеме зерен феррита наблюдается



**Рис. 11.** Дефектная субструктура, формирующаяся в стали 09Г2С в результате проката на стане 450 ОАО «Западносибирский металлургический комбинат» и ускоренного охлаждения по режиму РЗ.



**Рис. 12.** Зависимость от расстояния до поверхности обработки скалярной плотности дислокаций, расположенных в ферритной составляющей зерен перлита (кривая 1) и в зернах феррита.

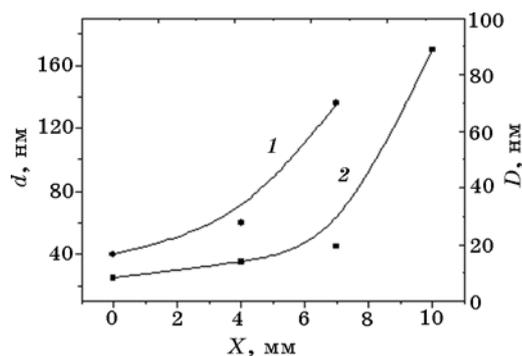
структура, подобная структуре пакетного мартенсита закаленной стали. Поперечные размеры кристаллов изменяются в пределах от 100 нм до 1,8 мкм. В объеме кристаллов присутствует дислокационная субструктура в виде сеток со скалярной плотностью  $4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Азимутальная составляющая угла полной разориентации пластинчатой субструктуры достигает  $7,3^\circ$ . Пластинчатая морфология внутризеренной структуры позволяют говорить о мартенситном механизме  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения поверхностного слоя заготовки «двутавра» при данном режиме охлаждения.

Количественные закономерности, характеризующие градиентный характер организации дефектной субструктуры двутавровой балки, подвергнутой принудительному охлаждению водой, представлены на рис. 12. Анализ результатов, представленных на данном рисунке, подтверждает сделанное выше заключение о градиентном характере дефектной субструктуры. А именно, по мере приближения к поверхности охлаждения увеличивается скалярная плотность дислокаций, присутствующих в зернах феррита (рис. 12, кривая 2) и ферритных прослойках зерен перлита (рис. 12, кривая 1), снижаются средние размеры фрагментов феррита (рис. 13, кривая 1) и размеры частиц цементита (рис. 13, кривая 2).

Видно, что в поверхностном слое двутавра формируется состояние, которое по средним размерам фрагментов  $\alpha$ -фазы и частиц цементита можно рассматривать как наноструктурное.

### **Анализ процессов формирования наноструктурных фаз при термомеханическом упрочнении стали 09Г2С**

Анализ вышеприведенных результатов дает основание заключить,

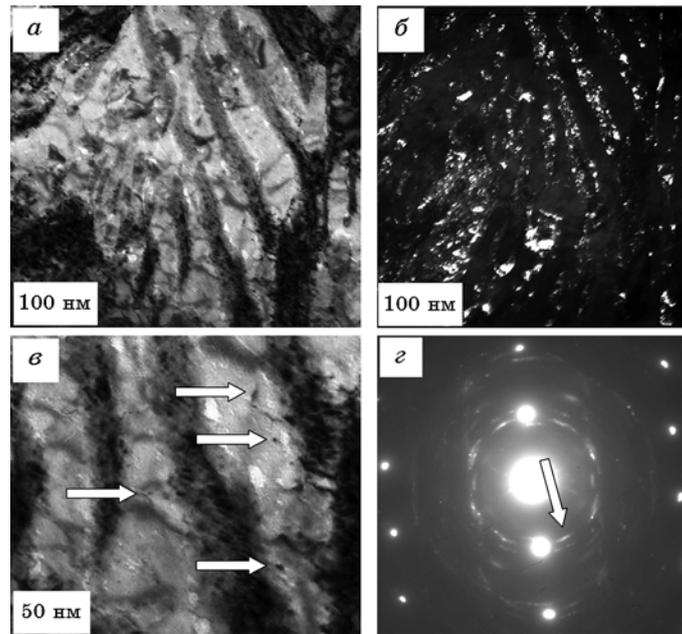


**Рис. 13.** Зависимость от расстояния до поверхности обработки средних размеров  $d$  фрагментов (частиц) цементита (кривая 2) и средних размеров  $D$  фрагментов феррита (кривая 1).

что формирование наноразмерной фазы в исследуемой стали в условиях термомеханической обработки и последующего ускоренного охлаждения проката возможно при реализации следующих процессов. Во-первых, при диспергировании цементитных пластин перлитных колоний путем разрезания их движущимися дислокациями. Во-вторых, при растворении пластин цементита перлитных колоний и повторном выделении частиц цементита на дислокациях, границах блоков, субзерен и зерен. В-третьих, при распаде твердого раствора углерода в  $\alpha$ -железе, формирующегося в условиях ускоренного охлаждения стали («самоотпуск» мартенсита). В-четвертых, при допревращении остаточного аустенита, присутствующего в структуре «бескарбидного» бейнита с образованием  $\alpha$ -железа и частиц цементита. В-пятых, при реализации диффузионного механизма  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения в условиях высокой степени деформации и высоких температур обработки.

#### Диспергирование цементитных пластин перлитных колоний путем разрезания их движущимися дислокациями

На рисунке 14 приведены электронно-микроскопические изображения перлитной колонии, пластины цементита которой разбиты на отдельные фрагменты (блоки). Размеры фрагментов изменяются в пределах от 5 до 30 нм. Одновременно с этим, в ферритных прослойках перлитной колонии обнаруживаются частицы цементита, размеры которых изменяются в пределах от 5 до 10 нм (рис. 14, в, частицы указаны стрелками). Наноразмерный диапазон структуры цементита данной перлитной колонии подтверждается квазикольцевым строением микроэлектроннограммы, полученной с данного участка фольги (рис. 14, г). Представленные микрофотографии



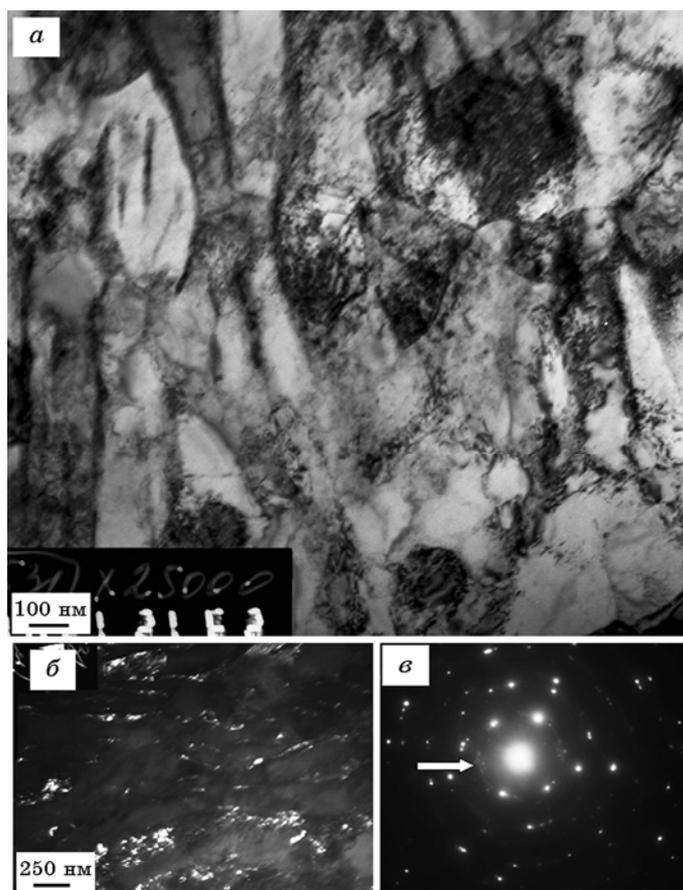
**Рис. 14.** Фрагментация пластин цементита зерен перлита; *a, в* — светлоскопические изображения; *б* — темное поле, полученное в рефлексе  $[121] \text{Fe}_3\text{C}$ ; *г* — микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле. На *в* стрелками указаны частицы цементита, расположенные в пластинах феррита.

структуры стали свидетельствуют о том, что термомеханическая обработка сопровождается не только механическим разрушением пластин цементита, но и их растворением с уходом атомов углерода на дислокации и последующим выделением в объеме ферритных пластин.

Диспергирование пластин цементита может сопровождаться формированием блочной (субзеренной) структуры (рис. 15). Вновь выделяющиеся частицы цементита в такой структуре располагаются на границах блоков, стабилизируя их размеры.

#### **Растворение пластин цементита перлитных колоний и повторное выделение частиц цементита на дислокациях, границах блоков, субзерен и зерен**

Вынос атомов углерода из разрушенных частиц цементита возможен и на гораздо большие расстояния. Исследования блочной (субзеренной) структуры зерен  $\alpha$ -железа методами темнопольного анализа выявили частицы цементита в объеме блоков на дислокациях

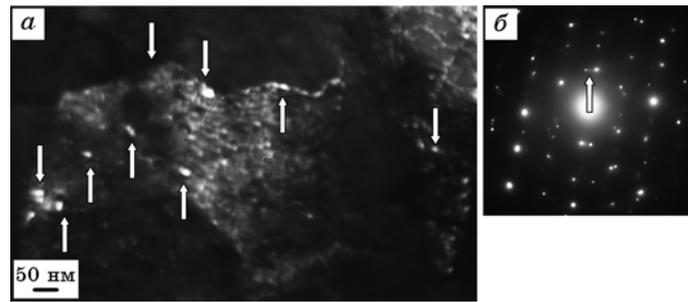


**Рис. 15.** Формирование субзеренной структуры и фрагментация пластин цементита перлитного зерна; *a* — светлопольное изображение; *б* — темное поле, полученное в рефлексе  $[121] \text{Fe}_3\text{C}$ ; *в* — микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

и на границах блоков (рис. 16). Частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах от 5 до 15 нм.

**Распад твердого раствора углерода в  $\alpha$ -железе, формирующегося в условиях ускоренного охлаждения стали («самоотпуск» мартенсита)**

Ускоренное охлаждение двутавра приводит к формированию в поверхностном слое мартенситной структуры. Последующий «самоотпуск» стали под действием остаточного тепла объема заготовки сопровождается релаксацией дислокационной субструктуры, выражающейся в снижении скалярной плотности дислокаций, раз-

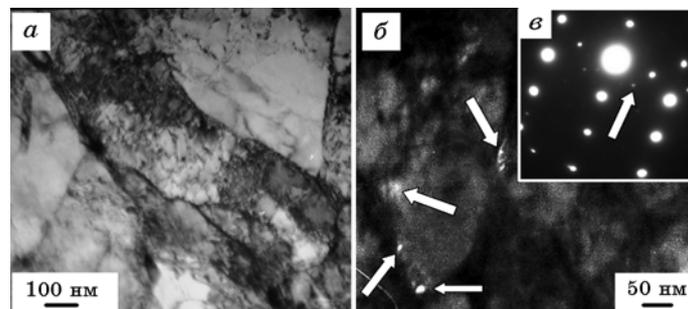


**Рис. 16.** Выделения частиц второй фазы (предположительно, цементит) в объеме и по границам субзерен  $\alpha$ -фазы; *a* — темное поле, полученное в рефлексах  $[012] \text{Fe}_3\text{C} + [110] \alpha\text{-Fe}$  (частицы указаны стрелками); *б* — микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

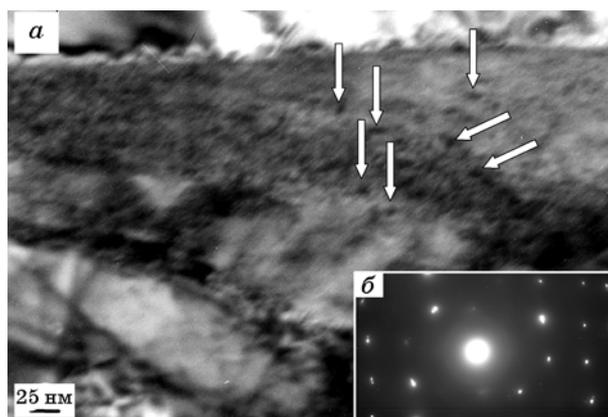
рушением малоугловых границ кристаллов мартенсита, выделении на дислокациях в объеме кристаллов мартенсита (рис. 17, *a*) и по границам частиц цементита (рис. 17, *б*). Размеры частиц, расположенных на дислокациях, изменяются в пределах 5–10 нм (рис. 17, *a*), расположенных на границах — в пределах 10–30 нм.

**Формирование частиц цементита в процессе допревращения остаточного аустенита, присутствующего в структуре «бескарбидного» бейнита**

В поверхностном слое образца стали, охлажденной по режиму P4, наряду с зерно-субзеренной структурой, обнаруживается струк-



**Рис. 17.** Микроструктура упрочненного слоя полки двутавра, охлажденного по режиму P3; *a* — светлопольное изображение; *б* — темное поле, полученное в рефлексе  $[120] \text{Fe}_3\text{C}$ ; *в* — микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле. На *б* стрелками указаны частицы цементита.



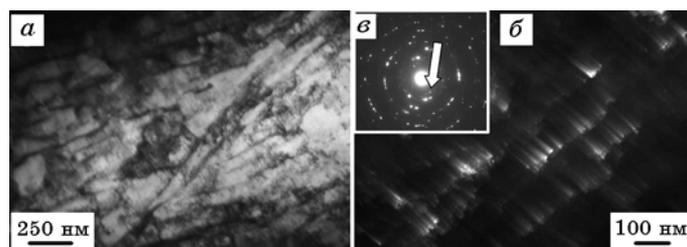
**Рис. 18.** Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся при допревращении остаточного аустенита; *a* — светлое поле; *б* — микроэлектронграмма к *a*. Стрелками указаны предвыделения частиц второй фазы.

тура пластинчатого типа, так называемый «бескарбидный» бейнит. Как было показано выше, пластины расположены параллельно друг другу, при этом отмечается чередование пластин светлого и темного контраста. Микродифракционный анализ таких образованный выявил присутствие лишь рефлексов  $\alpha$ -фазы. Рефлексы остаточного аустенита и частиц карбидной фазы не выявляются. Одновременно с этим в структуре более темных пластин (сформировавшихся, предположительно, в результате допревращения остаточного аустенита) выявляется крапчатый контраст, напоминающий контраст от предвыделений частиц второй фазы (рис. 18).

#### **Формирование наноразмерных фаз в результате полиморфного $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения**

Высокий уровень пластической деформации стали, реализующийся при термомеханической обработке проката, приводит к диспергированию структур, формирующихся в процессе диффузионного  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения. На рисунке 19 приведены электронно-микроскопические изображения структуры пластинчатого перлита. Выполненные измерения показывают, что толщина пластин  $\alpha$ -фазы, разделенных пластинками карбида,  $\cong 70$  нм, толщина пластин карбидной фазы  $\cong 25$  нм.

Формирование наноразмерных частиц карбидной фазы наблюдается также и при образовании так называемого псевдоперлита, т.е. зерен феррита, содержащих частицы цементита глобулярной морфологии (рис. 20). Размеры частиц цементита в таких зернах изме-



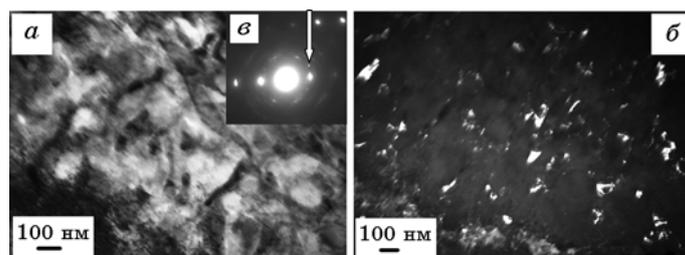
**Рис. 19.** Электронно-микроскопическое изображение структуры пластинчатого перлита; *a* — светлое поле; *б* — темное поле, полученное в рефлексе [021]  $\text{Fe}_3\text{C}$ ; *в* — микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

няются в пределах 40–60 нм.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Ускоренное охлаждение балочного профиля из стали 09Г2С обеспечивает уровень механических свойств выше требований класса 345 и приводит к существенному увеличению прочности поверхностного слоя.

Методами дифракционной электронной микроскопии проведены исследования дефектной субструктуры двутавровой балки. Показано, что состояние дефектной субструктуры  $\alpha$ -фазы стали определяется (1) механизмом  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения, (2) режимом высокотемпературной прокатки и ускоренного охлаждения, (3) расстоянием до поверхности ускоренного охлаждения. В результате реализации различных механизмов  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения определены условия формирования зерен феррита и перлита, кристаллов «бескарбидного» бейнита и мартенсита. Установлено соответствие дисло-



**Рис. 20.** Электронно-микроскопическое изображение структуры псевдоперлита; *a* — светлое поле; *б* — темное поле, полученное в рефлексе [012]  $\text{Fe}_3\text{C}$ ; *в* — микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле.

кационной субструктуры стали и морфологии  $\alpha$ -фазы (механизма  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения): в кристаллах мартенсита и «бескарбидного» бейнита преобладающей является сетчатая дислокационная структура с высокой плотностью дислокаций, изменяющейся в пределах от  $4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $\cong 10,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ; в зернах феррита и перлита выявляется структура дислокационного хаоса и сетчатая дислокационная субструктура с относительно низкими значениями скалярной плотности дислокаций, изменяющимися в пределах от  $2,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Выявлено формирование градиентной структуры, характеризующейся закономерным изменением параметров дислокационной субструктуры и средних размеров блоков (субзерен)  $\alpha$ -фазы по мере приближения к поверхности ускоренного охлаждения. Установлено, что в поверхностном слое заготовки формируется состояние, которое по величине средних размеров фрагментов  $\alpha$ -фазы и частиц цементита относится к разряду наноструктурного.

Высказаны и обоснованы предположения о механизмах формирования структурно-фазового состояния поверхностного слоя заготовки двутавровой балки. А именно, структура поверхностного слоя стали, обработанной по режиму Р4, сформировалась в результате наследования при бейнитном  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращении субзеренной структуры, образовавшаяся в аустените при горячей деформации. Присутствие зерен  $\alpha$ -фазы с высоким уровнем дефектности в поверхностном слое стали, обработанной по режиму Р3, обусловлено сравнительно низкой температурой (690–730°C) заключительной стадии прокатки, т.е. деформацией в двухфазной  $\alpha + \gamma$ -области.

Выполнен анализ процессов, приводящих к формированию в структуре балочного профиля стали 09Г2С наноразмерных фаз и рассмотрены физические механизмы, приводящие к повышению твердости поверхностного слоя. Анализ основан на использовании количественных параметров структуры стали, выявленных методами электронной дифракционной микроскопии, и оценочных соотношений физического материаловедения.

Показано, что формирование наноразмерных фаз возможно при реализации следующих процессов. Во-первых, при диспергировании цементитных пластин перлитных колоний путем разрезания их движущимися дислокациями. Во-вторых, при растворении пластин цементита перлитных колоний и повторном выделении частиц цементита на дислокациях, границах блоков, субзерен и зерен. В-третьих, при распаде твердого раствора углерода в  $\alpha$ -железе, формирующегося в условиях ускоренного охлаждения стали («самоотпуск» мартенсита). В-четвертых, при допревращении остаточного аустенита, присутствующего в структуре «бескарбидного» бейнита с образованием  $\alpha$ -железа и частиц цементита. В-пятых, при реализации диффузионного механизма  $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения в условиях

высокой степени деформации и высоких температур обработки.

Установлено, что основными механизмами, ответственными за повышение твердости упрочненного слоя стали, являются субструктурное и деформационное, обусловленные формированием кристаллов мартенсита и бейнита. Вклад данных механизмов в упрочнение материала является регулируемой величиной и существенным образом зависит от режима обработки стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 гг.» (гос. контракт № П332).

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. Б. Юрьев, *Термомеханическое упрочнение строительной арматуры* (Новосибирск: Наука: 2006).
2. О. Ю. Ефимов, *Структурно-фазовые состояния и технология производства упрочненной стальной арматуры и чугунных валков* (Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат: 2008).
3. О. Ю. Ефимов, А. Б. Юрьев, В. Е. Громов и др., *Изв. вузов. Черная металлургия*, № 2: 54 (2007).
4. Л. М. Утевский, *Дифракционная электронная микроскопия в металловедении* (Москва: Металлургия: 1973).
5. К. Эндрюс, Д. Дайсон, С. Киоун, *Электроннограммы и их интерпретация* (Москва: Мир: 1971).
6. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Изв. вузов. Физика*, № 8: 3 (1982).
7. Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, С. П. Жуковский и др., *ФММ*, 60, вып. 1: 171 (1985).
8. А. А. Глаголев, *Геометрические методы количественного анализа агрегатов под микроскопом* (Львов: Госгеолитиздат: 1941).
9. П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др., *Электронная микроскопия тонких кристаллов* (Москва: Мир: 1968).
10. С. А. Салтыков, *Стереометрическая металлография* (Москва: Металлургия: 1970).
11. К. С. Чернявский, *Стереология в металловедении* (Москва: Металлургия: 1977).
12. М. И. Гольдштейн, В. М. Фарбер, *Дисперсионное упрочнение стали* (Москва: Металлургия: 1979).
13. Е. Г. Белов, В. Я. Чинокалов, Л. М. Полторацкий и др., *Проблемы черной металлургии и материаловедения*, № 3: 62 (2009).
14. В. Б. Костерев, О. Ю. Ефимов, Ю. Ф. Иванов и др., *Изв. вузов. Черная металлургия*, № 12: 43 (2010).
15. В. Б. Костерев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов и др., *Деформация и разрушение материалов*, № 12: 23 (2010).
16. В. Б. Костерев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов и др., *Заготовительные производства в машиностроении*, № 2: 47 (2011).
17. В. М. Счастливец, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева, *Структура термически обработанной стали* (Москва: Металлургия: 1994).

18. А. Ю. Калетин, В. М. Счастливец, Н. Т. Карева и др., *ФММ*, **56**, вып. 2: 366 (1983).
19. М. И. Гольдштейн, Б. М. Фарбер, *Дисперсионное упрочнение стали* (Москва: Металлургия: 1979).
20. Ф. Б. Пикеринг, *Физическое металловедение и обработка сталей* (Москва: Металлургия: 1982).
21. Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, Э. В. Козлов и др., *Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения* (Новокузнецк: СибГИУ: 2010).
22. В. И. Трефилов, С. А. Фирстов, Ю. В. Мильман, *Физические основы прочности тугоплавких металлов* (Киев: Наукова думка: 1975).
23. Дж. Мак Лин, *Механические свойства металлов* (Москва: Металлургия: 1965).
24. И. Ф. Эшби, *О напряжении Орована. Физика прочности и пластичности* (Москва: Металлургия: 1972).
25. П. Б. Хирш, Ф. Дж. Хэмпфри, *Пластическая деформация двухфазных сплавов, содержащих малые недеформируемые частицы. Физика прочности и пластичности* (Москва: Металлургия: 1972).
26. А. J. E. Foreman and M. I. Maki, *Phil. Mag.*, **14**, No. 9: 911 (1966).
27. Ж. Фридель, *Дислокации* (Москва: Мир: 1967).
28. П. Хаазен, *Физическое металловедение* (Москва: Мир: 1968).
29. Р. Фляйшер, У. Хиббард, *Структура и механические свойства металлов* (Москва: Металлургия: 1967).
30. P. G. Winchell and M. Cohen, *Solid Solution Strengthening of Martensite by Carbon. Electron Microscopy and Strength of Crystals* (New York–London: 1963).
31. М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина, *Термомеханическая обработка стали* (Москва: Металлургия: 1983).
32. Л. И. Тушинский, *Теория и технология упрочнения металлических сплавов* (Новосибирск: Наука. Сиб. отд.: 1990).
34. Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин, *Превращения в железе и стали* (Москва: Наука: 1977).
35. Ю. Н. Петров, *Дефекты и бездиффузионное превращение в стали* (Киев: Наукова думка: 1978).