

PACS numbers: 61.72.Lk, 81.40.Cd, 81.40.Ef, 81.65.Lp, 81.70.Bt, 83.50.Uv

Формирование структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры и свойств поверхности термомеханически упрочнённой низкоуглеродистой стали

В. Е. Громов^{*}, Ю. Ф. Иванов^{†,‡}, Е. Г. Белов[§], В. Б. Костерев[§],
Д. А. Косинов^{*}

^{*}*Сибирский государственный индустриальный университет,
ул. Кирова, 42,
654007 Новокузнецк, Россия*

[†]*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
просп. Академический, 2/3,
634055 Томск, Россия*

[‡]*Институт сильноточной электроники СО РАН,
просп. Академический, 2/3,
634055 Томск, Россия*

[§]*ОАО «ЕВРАЗ Объединённый Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
шоссе Космическое, 16,
654042 Новокузнецк, Россия*

Выяснение физических механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дислокационных субструктур в сталях — одна из важных задач физики конденсированного состояния и современного материаловедения, поскольку лежит в основе разработки и создания эффективных способов повышения служебных характеристик изделий. Проведено термомеханическое упрочнение стали 09Г2С путём прокатки балочного профиля ДП155 и принудительного охлаждения водой в потоке стана 450 ОАО «ЕВРАЗ Объединённый Западно-Сибирский металлургический комбинат». Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведены исследования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры балки из стали 09Г2С, формирующейся в результате термомеханического упрочнения в потоке прокатного стана. Проанализированы процессы и механизмы, способствующие формированию наноразмерной фазы в условиях термомеханической обработки низкоуглеродистой стали. На основе использования количественных параметров структуры стали, выявленных методами металлографии и электронной дифракционной микроскопии, и оценочных соотношений физического материаловедения выполнен анализ физических механизмов, ответственных за повышение

микротвёрдости поверхностного слоя при термомеханическом упрочнении, и выявлены количественные параметры, характеризующие структурно-фазовое состояние и дающие возможности оценить величину теоретического предела текучести стали. Получено качественное соответствие изменения экспериментально измеренной микротвёрдости и теоретически определённого предела текучести по сечению полки профиля. Установлено, что явление повышения прочности поверхностного слоя стали является многофакторным, морфологически многокомпонентным и определяется природой $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Основными механизмами, ответственными за высокий уровень прочности поверхностного слоя стали, являются субструктурный и деформационный, обусловленные формированием кристаллов мартенсита и бейнита.

З'ясування фізичних механізмів формування й еволюції структурно-фазових станів і дислокаційних субструктур у крицях — одна з важливих задач фізики конденсованого стану та сучасного матеріалознавства, оскільки лежить в основі розробки та створення ефективних способів підвищення службових характеристик виробів. Проведено термомеханічне зміцнення криці 09Г2С шляхом вальцювання балочного профілю ДП155 і примусового охолодження водою у потоці стану 450 ВАТ «ЄВРАЗ Об'єднаний Західно-Сибірський металургійний комбінат». Методами просвітлювальної дифракційної електронної мікроскопії проведено дослідження структурно-фазових станів і дефектної субструктури балки із криці 09Г2С, що формується в результаті термомеханічного зміцнення в потоці прокатного стану. Проаналізовано процеси та механізми, що сприяють формуванню нанорозмірної фази в умовах термомеханічного оброблення низьковуглецевої криці. На основі використання кількісних параметрів структури криці, яких виявлено методами металографії й електронної дифракційної мікроскопії, та оцінювальних співвідношень фізичного матеріалознавства виконано аналізу фізичних механізмів, відповідальних за підвищення микротвердості поверхневого шару при термомеханічному зміцненні, та виявлено кількісні параметри, що характеризують структурно-фазовий стан і дають можливість оцінити величину теоретичної границі плинності криці. Одержано якісну відповідність зміни експериментально міряної микротвердості та теоретично визначеної границі плинності за перерізом полиці профілю. Встановлено, що явище підвищення міцності поверхневого шару криці є багатофакторним, морфологічно багатокомпонентним і визначається природою $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. Основними механізмами, відповідальними за високий рівень міцності поверхневого шару криці, є субструктурний і деформаційний, що зумовлені формуванням кристалів мартенситу та бейніту.

Detection of physical mechanisms of formation and evolution of structural and phase states as well as dislocation substructures in steels is one of the important problems of condensed-matter physics and contemporary materials science because it forms the basis of formation and development of effective methods for increasing the service characteristics of products. Experimental investigations of structural and phase states being formed in a cross-section of products as a result of thermomechanical treatment

are very significant for understanding the physical nature of transformations since they make it possible to change structure and mechanical characteristics purposefully. Thermomechanical hardening of low-carbon steel 09Г2С (0.09 wt.% C, 2 wt.% Mn, 1 wt.% Si) was made by means of rolling of H-beam ДП 155 and forced water cooling on rolling mill 450 of open joint-stock company 'EVRAZ Consolidated West-Siberian Metallurgical Plant'. By methods of transmission diffraction electron microscopy, we investigated structural-phase states and defect substructure of H-beam (made of 09Г2С steel) formed during thermomechanical hardening on rolling mill. As established, the defect substructure state of steel α -phase is determined by (a) the mechanisms of $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation, (b) the regime of high-temperature rolling and accelerated cooling, (c) the distance to the surface of the accelerated cooling. The correspondence of dislocation substructure and morphology of α -phase (mechanism of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation) is revealed. In the martensite and bainite crystals, a net-like dislocation structure with a very high dislocation density that varies within the range of $5.8 \cdot 10^{10} - 10.0 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ is a dominant one. In the ferrite and pearlite grains, a structure of dislocation chaos and net-like dislocation substructure with a relatively low values of scalar density of dislocations varying within the range $2.6 \cdot 10^{10} - 3.5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ are determined. We analyse the processes and mechanisms contributing to the formation of nanodimensional phase during the thermomechanical treatment of low-alloy steel. It is shown as follows: (i) in dispersion of cementite plates of pearlite colonies by cutting them with moving dislocations, the particles of 5–30 nm size are formed; (ii) the oval-shape particles of 5–15 nm size are formed during the dissolution of cementite plates of pearlite colonies and repeated precipitation on dislocations, boundaries of subgrains and grains; (iii) during the decomposition of solid solution of carbon in the α -iron occurring in the conditions of 'self-tempering' of martensite, the sizes of particles precipitated in the bulk of martensite crystals on dislocations are of 5–10 nm, and at the boundaries of martensite crystals—10–30 nm; (iv) during the diffusion $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation at the high degree of deformation and temperatures of treatment, a dispersion of lamellar pearlite structure is observed: thickness of α -phase plates separated by the carbide plates is of ≈ 70 nm, while thickness of carbide phase plates is ≈ 25 nm. Using the quantitative parameters of steel structure revealed by the methods of metallography and electron diffraction microscopy, and estimate relations of physical materials science, we analyse physical mechanisms responsible for enhancement the microhardness of surface layer at the thermomechanical hardening. The quantitative parameters characterizing structural and phase states and allowing the possibilities to estimate the value of theoretical yield point for steel are determined. The quantitative correspondence of change of experimentally measured microhardness and theoretically determined yield point along the cross-section of H-beam flange is obtained. As established, the phenomenon of increase in hardness of steel surface layer is a multifactor, morphologically multicomponent one, and is determined by the nature of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation. The main mechanisms responsible for high level of steel surface-layer hardness are substructural and deformational ones caused by the formation of martensite and bainite crystals.

Ключевые слова: термомеханическое упрочнение, двутавровая балка, структура, дислокационная субструктура, трибологические свойства, механизмы упрочнения.

Ключові слова: термомеханічне зміцнення, двотаврова балка, структура, дислокаційна субструктура, трибологічні властивості, механізми зміцнення.

Keywords: thermomechanical hardening, H-beam, structure, dislocation substructure, tribological properties, mechanisms of strengthening.

(Получено 5 мая 2016 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время при производстве массовых видов прокатной продукции широко используются технологии термомеханического упрочнения, базирующиеся на результатах фундаментальных исследований механизмов и закономерностей формирования дефектной субструктуры и структурно-фазовых состояний [1, 2]. Исследование процессов термомеханической обработки должно включать в себя установление связей между механическими свойствами готового продукта и эволюцией структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры для каждого конкретного изделия. Только в этом случае возможна разработка оптимальных режимов упрочнения и целенаправленное управление эксплуатационными свойствами.

В настоящее время в мировой практике на металлургических заводах и комбинатах широко используют процессы упрочнения в потоке станов по рациональным режимам, обеспечивающим в прокате заданные требования по прочности и сопротивлению хрупким разрушениям с максимальным экономическим и экологическим эффектами [3–7].

Термомеханическая обработка (ТМО), включающая ускоренное с различной интенсивностью охлаждение проката в потоке станов, является наиболее эффективным способом получения металлопродукции повышенной и высокой прочности из экономно легированной стали с пониженным углеродным эквивалентом и гарантирует её хорошую свариваемость. Контролируя температурные параметры деформации и скорость охлаждения, получают прокат для строительных конструкций с пределом текучести от 350 до 600 МПа [8, 9].

Первые работы по внедрению термомеханического упрочнения массовых видов проката из углеродистых и малолегированных марок сталей относятся к 60-м годам прошлого столетия [1, 10, 11]. Упрочнение в потоке стана характеризуется специфическими

условиями: кратковременность протекания процесса, переменная скорость обработки, ограниченность в пространстве, отсутствие продольной жёсткости стержней, нестабильность параметров и т.д. В результате изучения закономерностей гидродинамических и теплофизических процессов разработаны устройства, позволяющие охлаждать со скоростью 150–400 град/с движущиеся стержни высокоскоростным потоком воды (до 40 м/с и более), подаваемой под давлением до 0,8 МПа [11].

Термомеханическое упрочнение по режиму прерванной закалки в линии сортовых станов обеспечивает повышение механических свойств арматуры диаметром 12–50 мм без использования дорогостоящих легирующих добавок [11, 12]. Аналогичные технологии применяются и для фасонного стального проката [13, 14].

В работах [12, 15–19] установлена природа и закономерности формирования механических свойств, структур и фазового состава арматуры из сталей марок Ст3пс и 18Г2С в процессе термического упрочнения по режиму прерванной закалки. Показано, что формирование и эволюция градиентных структурно-фазовых состояний при охлаждении стержней методом прерванной закалки связано с действием различных механизмов $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В осевой (центральной) зоне — диффузионный распад аустенита при одновременном выделении частиц цементита, что приводит к измельчению ферритного зерна и замещению пластинчатого перлита псевдоперлитом. В переходном слое — образование двухфазной смеси из аустенитной матрицы с расположенными внутри неё частицами глобулярного карбида железа на стадии охлаждения и диффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение с дополнительным выделением частиц пластинчатого карбида железа на стадии самоотпуска. В поверхностном слое — образование мартенсита в результате бездиффузионного распада аустенита при охлаждении и фрагментация кристаллов мартенсита в результате релаксации дислокационной субструктуры, зарождение центров рекристаллизации и протекание процесса карбидообразования на стадии самоотпуска.

Если придерживаться современной концепции масштабных уровней [20], то можно утверждать, что установленная градиентная структура естественного композита, сформировавшаяся в результате прерывистой закалки, проявляется (1) на макроуровне в виде колец повышенной травимости на поверхности поперечного шлифа и квазипериодическом изменении микротвёрдости по сечению стержня; (2) на мезоуровне в виде формирования промежуточного слоя, характеризующегося большим количеством зёрен минимальных размерных классов; (3) на микроуровне в закономерном распределении структур сформировавшихся по сдвиговому и диффузионному механизму $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

При термомеханической обработке в материалах, как правило,

формируются градиентные структурно-фазовые состояния (ГСФС) [21], характеризующиеся закономерным изменением вглубь материала одного или нескольких описывающих их параметров.

Количественное изучение ГСФС сталей на макро и мезоуровне проводится традиционными металлографическими методами. Разработка специальных методик просвечивающей электронной микроскопии, позволяющих готовить объекты исследования из тонких слоёв на определённых глубинах от поверхности обработки, использование локального рентгеноспектрального анализа, электронной спектроскопии, вторичной ионной масс-спектрографии и других методов современного физического материаловедения позволяет анализировать ГСФС на микро- и наномасштабном уровнях и, что самое важное, устанавливать механизмы формирования поверхностных упрочнённых слоёв.

Авторами работ [11, 22] на различных структурно-масштабных уровнях проведены исследования поверхности разрушения, фазового состава и дефектной субструктуры арматуры диаметра 50 мм из стали 18Г2С, термоупрочнённой с горячего проката по схеме прерванной закалки.

Установлено, что содержание различных типов структуры закономерным образом зависит от глубины расположения анализируемого слоя прутка (рис. 1).

Наиболее отчётливо это выявляется при анализе поверхностной зоны прутка, в пределах которой формируется структура, образовавшаяся преимущественно по механизму сдвигового (мартенситного) $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Последующий отогрев прутка за счёт внутреннего тепла металла привёл к отпуску мартенсита.

В работах [23–25] установлены количественные закономерности формирования структуры, фазового состава и механических свойств в разных сечениях двутавра при ускоренном охлаждении в различных режимах (скорость прокатки 4,5–6,0 м/с; температура проката при поступлении на холодильник 690–970°C; давление воды 1,5–3,5 атм.). Разработан оптимальный режим термомеханического упрочнения, обеспечивающий получение механических свойств на уровне класса 345 по ГОСТ 19281 и эффект за счёт экономии дорогостоящего ванадия.

Варьирование технологическими параметрами (скорость и температура прокатки, количество и порядок включения секций принудительного охлаждения и т.д.) определяет изменение температуры во времени в сечении профиля в процессе ускоренного охлаждения, т.е. структурно-фазовое состояние стали. Формирующиеся структуры и субструктуры неоднородны по сечению профиля. Это кардинальным образом влияет на формирование комплекса прочностных и пластических свойств, сопротивление деформированию и разрушению материала [11, 12].

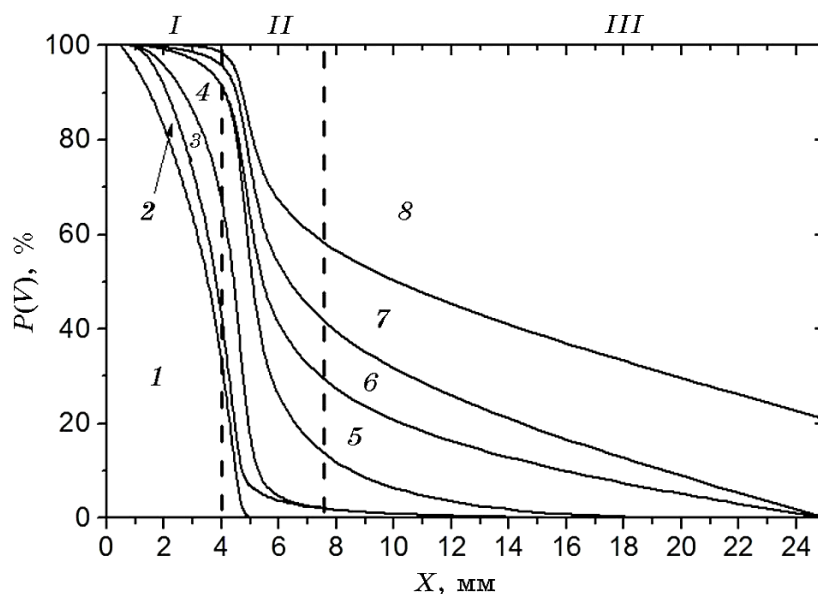


Рис. 1. Диаграмма структур, формирующихся в упрочнённом арматурном прутке. 1 — область мартенсита отпуска; 2 — бейнита; 3 — субзёрен анизотропных; 4 — субзёрен изотропных; 5 — видманштеттова феррита; 6 — «псевдоперлита»; 7 — перлита пластинчатого; 8 — зёрен феррита; I — поверхностная зона; II — переходная зона; III — центральная зона.¹

Таким образом, необходимость и актуальность изучения структуры, фазового состава и дислокационных субструктур (ДСС) при термомеханическом упрочнении диктуются как требованиями практики, так и очевидной научной значимостью проблемы. Во-первых, развитие новых отраслей производства предъявляет ряд особых требований к свойствам изделий, которые могут эксплуатироваться в экстремальных условиях. С другой стороны, структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура определяют комплекс механических свойств и, в конечном итоге, работоспособность и надёжность сооружений и конструкций.

В связи с этим целью работы являлось выявление закономерностей формирования структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры и свойств, реализующихся при термомеханическом упрочнении низкоуглеродистой стали, и анализ физических механизмов упрочнения.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования являлись образцы из двутавровой бал-

ТАБЛИЦА 1. Химический состав исследуемого материала.²

Материал	Массовая доля элементов, %										
	C	Si	Mn	S	P	Al	Cr	Ni	Cu	V	Ti
09Г2С	0,087	0,62	1,36	0,012	0,019	0,011	–	–	–	0,004	–

Примечание: остальное железо.

ТАБЛИЦА 2. Режимы термомеханического упрочнения проката.³

№ режима	V, м/с	T, °C			Давление воды на подводе к полке, атм.
		После 3-й клетки	После 9-й клетки	При поступлении на холод	
1	6,0	1120–1150	1050–1080	980–1050	2,5
2	6,0	1120–1160	1060–1080	800–820	

ки ДП 155 из стали марки 09Г2С, химический состав которой представлен в табл. 1.

Упрочнение двутавра проводили по технологии ускоренного охлаждения в линии сортового стана 450 ОАО «ЕВРАЗ Западно-Сибирский металлургический комбинат». Скорость прокатки — 6,0 м/с, расход воды — 1200 м³/час, давление воды на полку — 2,5 атм., а температура перед холодильником составляла 800–820°C (см. табл. 2).

Исследования структуры выполнялись на оптическом микроскопе «Ахiovert 40МАТ» при увеличениях 100 и 500 крат и электронном микроскопе JEM 2100 JEOL. Для идентификации фаз применялся дифракционный анализ с использованием тёмнопольной методики и последующим индицированием микроэлектрограмм. Скалярная плотность дислокаций измерялась методом секущих с поправкой на невидимость дислокаций на микрофотографиях. Избыточная плотность дислокаций измерялась локально по градиенту разориентировки [26–29].

Фольги для электронно-микроскопического анализа готовились из пластинок, вырезанных на расстоянии 4 мм, 7 мм и 10 мм от рабочей термоупрочнённой поверхности подошвы балки. Кроме того, анализировался слой, непосредственно примыкающий к поверхности охлаждения (рис. 2).

Анализ прочностных свойств поверхностного слоя осуществляли, определяя нанотвёрдость материала и модуль Юнга (динамический ультрамикротвёрдомер (наноиндентор) Shimadzu DUN-211S, нагрузка на индентор 50 мН). Исследования износостойкости материала (определяли коэффициент трения и скорость изно-

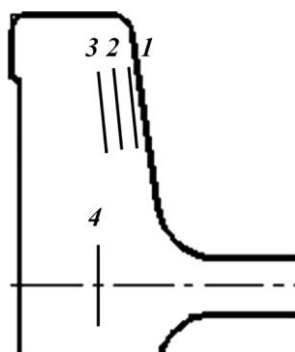


Рис. 2. Схема препарирования образца двутавровой балки при приготовлении фольг для анализа методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии.⁴

са материала) проводили на трибометрах «CSEM Tribometer High Temperature S/N 07-142» (CSEM Instruments, Швейцария) и «Tribotechnic» (Франция). В качестве контртела использовали шарик из твёрдого сплава ВК8 диаметром 3 мм. Измерения были проведены по схеме «вращение образца при неподвижном контртеле»; линейная скорость вращения 2,5 см/с. Нормальная нагрузка на контртело составляла 5 Н; конечное число оборотов образца — 5000. По окончании процесса трения с помощью 3D-профилометра Micro Measure 3D Station французской фирмы STIL и трибометра прибора «Tribotechnic» (Франция) были проведены измерения профиля канавки трения поверхности образцов с численным определением глубины канавки трения и площади её поперечного сечения. Износостойкость оценивалась величиной, которая является обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания. Скорость изнашивания, V [мм³/Н·м], рассчитывали по следующей формуле:

$$V = \frac{2\pi RA}{FL},$$

где R — радиус трека [мм], A — площадь поперечного сечения канавки износа [мм²], F — величина приложенной нагрузки [Н], L — пройденная шариком контртела дистанция [м].

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Структурно-фазовое состояние и дислокационная субструктура термомеханически упрочнённой стали 09Г2С

При прокатке без ускоренного охлаждения в поверхностном слое

балки формируется зёрненно-субзёрненная структура. Субзёрна имеют неравноосную форму, размер субзёрен изменяется в пределах от 100 до 300 нм; азимутальная составляющая угла полной разориентации субзёрен $\Delta\alpha$ (оценки осуществляли по азимутальному размытию рефлексов, присутствующих на микроэлектроннограммах [28]) изменяется в пределах от 5 до 10,5 град. В объёме субзёрен выявляется дислокационная субструктура. Дислокации расположены хаотически либо формируют сетчатую субструктуру. Скалярная плотность дислокаций, определяемая по светлопольным изображениям структуры методом секущих [28], достигает величины $3,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

В единичных случаях в поверхностном слое образца присутствуют кристаллы, напоминающие по морфологии пакетный мартенсит [30, 31]. По границам кристаллов мартенсита располагаются прослойки второй фазы, которые, как показывает анализ микроэлектроннограмм, являются остаточным аустенитом (γ -фаза). В объёме кристаллов мартенсита наблюдается дислокационная субструктура в виде сеток, а скалярная плотность дислокаций составляет $\approx 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

Также крайне редко в поверхностном слое образца выявляются зерна пластинчатого перлита. Ферритная составляющая зёрен перлита содержит дислокационную субструктуру в виде хаоса и сеток. Скалярная плотность дислокаций достигает величины $2,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Высокотемпературная прокатка и последующее ускоренное охлаждение заготовки приводят к формированию в стали многофазной структуры, состоящей из α -фазы, γ -фазы и карбида железа.

Основной фазой является α -фаза, представленная зёрнами структурно-свободного феррита (т.е. зёрнами феррита, не содержащими в объёме частиц цементита), сформировавшимися в результате диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения; зёрнами феррита, в объёме которых присутствуют частицы карбида железа, преимущественно глобулярной формы (далее зерна «псевдоперлита»). В объёме зёрен могут присутствовать кристаллы пластинчатого или пакетного мартенсита, а также «бескарбидного» бейнита.

Бескарбидный бейнит наблюдается во многих промышленных сталях, но описан не так подробно, как бейнит верхний или бейнит нижний. К бейниту он относится по той причине, что образуется в промежуточной (бейнитной) области $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, а называется бескарбидным потому, что в объёме и по границам пластин α -фазы отсутствуют частицы карбидной фазы [31, 32]. Пластины «бескарбидного» бейнита расположены параллельно друг другу и образуют пакеты, по морфологическому признаку напоминающая пакетный мартенсит.

Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 200 до

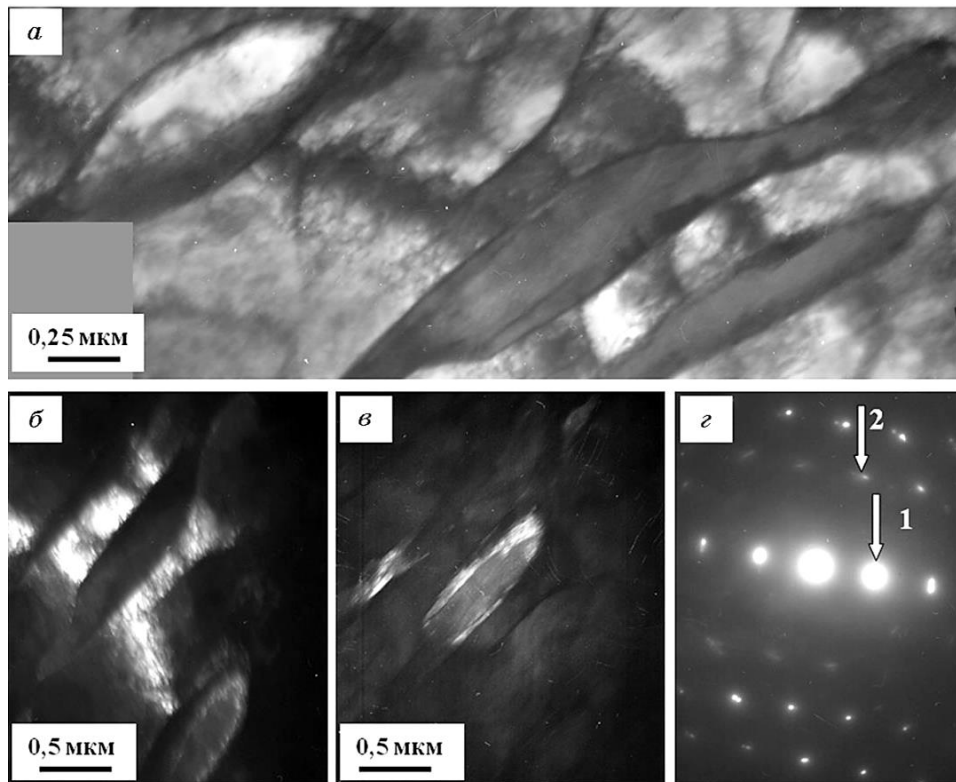


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение пластин «бескарбидного» бейнита, наблюдающихся в стали 09Г2С; *a* — светлопольное изображение; *б* и *в* — тёмные поля, полученные в рефлексах [110] α -Fe и [112] α -Fe соответственно; *г* — микроэлектронграмма, где стрелками указаны рефлексы, в которых получено тёмное поле: 1 — для изображения *б*, 2 — для изображения *в*.⁵

400 нм (рис. 3).

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 зёрен структурно-свободного феррита, зёрен феррита, содержащих хаотически распределённые частицы цементита и зёрен 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 [1, 2, 23]. Проанализируем состояние дислокационной субструктуры α -фазы, формирующейся в этих условиях.

Дислокационная субструктура зёрен структурно-свободного

феррита разнообразна и представлена как неупорядоченными (хаотически распределёнными в объёме зерна) дислокациями, так и дислокациями, организованными в определённые структуры.

Скалярная плотность дислокаций, распределённых хаотически в объёме зерна феррита, изменяется в пределах $(0,9-1,1) \cdot 10^{10}$ см⁻².

Вторым, наиболее часто наблюдаемым в исследуемой стали типом дислокационной субструктуры, является сетчатая. Скалярная плотность дислокаций в сетчатой субструктуре несколько выше, чем в хаотической и достигает значений $4 \cdot 10^{10}$ см⁻². Совокупная доля структуры дислокационного хаоса и сетчатой в объёме зерна составляет $\Delta V \approx 49\%$.

Следующим типом дислокационной субструктуры является ячеистая или ячеисто-сетчатая, ΔV (ячеек) $\approx 7\%$.

Полосовая субструктура, представляющая собой систему параллельных дислокационных субграниц, является ещё одним типом субструктуры, формирующимся в стали 09Г2С при термомеханическом упрочнении. Полосовая дислокационная субструктура, как показано в [33], формируется при высокой плотности дислокаций в условиях интенсивного протекания процесса аннигиляции дислокаций и наличия внутренних полей напряжений, приводящих к разделению дислокаций разных знаков. Как правило, полосовая субструктура фрагментирована, т.е. разбита на слаборазориентированные области различных размеров. Объёмная доля полосовой структур $\Delta V \approx 36\%$.

Субзёренная структура является ещё одним типом субструктуры зёрен феррита. Данный тип структуры формируется при повышенных температурах после определённой степени деформации в условиях интенсивного протекания процессов возврата и полигонизации, позволяющих дислокациям собираться на малоугловых субграницах либо большеугловых границах деформационного или термического происхождения, ограничивающих субзёрна субмикронных-микронных размеров. Электронно-микроскопическое изображение субзёренной структуры, формирующейся в стали 09Г2С при термомеханической обработке, приведено на рис. 4. Объёмная доля субзёренной структуры в ферритном зерне $\Delta V \approx 8\%$.

Дислокационная субструктура зёрен «псевдоперлита» менее разнообразна по сравнению с субструктурой зёрен структурно-свободного феррита и представлена хаотически распределёнными дислокациями, сетчатой дислокационной субструктурой, либо дислокационными ячейками.

Скалярная плотность дислокаций составляет $\langle \rho \rangle = (0,9-1,0) \cdot 10^{10}$ см⁻².

В феррите зёрен перлита присутствуют дислокации, распреде-

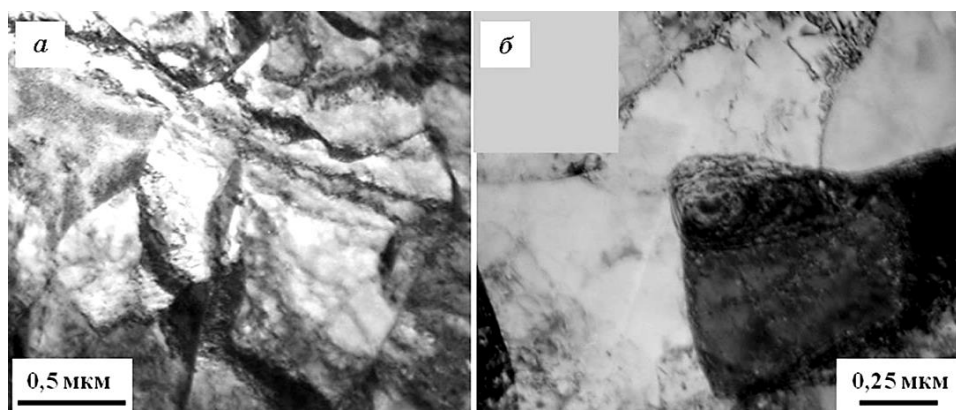


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение субзёрен, которые формируются в зёрнах структурно-свободного феррита.⁶

лённые хаотически, либо формирующие сетчатую субструктуру. Скалярная плотность дислокаций $\langle \rho \rangle = 2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

При низкой плотности (структура дислокационного хаоса) дислокации концентрируются вблизи межфазной границы феррит–цементит. 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 объёму ферритной матрицы.

Реализация промежуточного механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения приводит к формированию в стали 09Г2С бейнитной структуры. Подобные по морфологическому признаку структуры ранее наблюдались в конструкционных сталях и подробно описаны в [31, 32]. В данных работах такой тип структуры предложено называть «бескарбидным» бейнитом. Пластины «бескарбидного» бейнита расположены параллельно друг другу и образуют пакеты, по морфологическому признаку напоминая пакетный мартенсит. Пластины разбиты на блоки, имеющие неравноосную форму. Последнее является, по-видимому, следствием воздействия остаточного тепла на структуру стали.

В объёме пластин выявляется дислокационная субструктура преимущественно сетчатого типа; скалярная плотность дислокаций $\approx 5,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Реализация механизма сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения сопровождается формированием в стали 09Г2С субмикроразмерной мартенситной структуры. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 100 нм до 1,8 мкм. При анализе субструкту-

ры кристаллов мартенсита выявляется крапчатый контраст. Наличие данного контраста свидетельствует о высокой плотности дислокаций ($\sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), формирующих сетчатую структуру. Данные ПЭМ анализа подтвердили это значение скалярной плотности (10^{11} см^{-2}).

Формирующиеся в стали 09Г2С дислокационные субструктуры, за исключением структуры дислокационного хаоса, являются разориентированными. Анализ микроэлектроннограмм, получаемых с фольг, содержащих данные структуры, позволяет оценить азимутальную составляющую угла полной разориентации, характеризующего эти структуры. Оценки азимутальной составляющей угла полной разориентации осуществляли, измеряя величину размытия рефлекса микроэлектроннограммы, по методике [28].

Выполненные таким образом оценки привели к следующим результатам. Максимальная величина азимутальной составляющей угла полной разориентации, равная ~ 10 град., зафиксирована в структуре мартенсита; несколько меньшая величина, $\approx 8,2$ град., — в субзёрненной структуре; в полосовой субструктуре — $\approx 6,7$ град.; в субструктуре ферритной составляющей зёрен перлита и «псевдоперлита» — $\approx 5,9$ град.; в структуре бескарбидного бейнита — $\approx 5,1$ град.; в ячеисто-сетчатой субструктуре зёрен феррита — $\approx 2,2$ град.

Электронно-микроскопические изображения структуры стали содержат тёмные полосы переменной толщины и различной формы — контуры экстинкции [28, 29]. Анализ электронно-микроскопических изображений структуры стали 09Г2С показал, что практически всегда изгибные экстинкционные контуры начинаются и заканчиваются на внутрифазных (границах и стыках границ раздела зёрен, субзёрен, полос деформации) (рис. 5) и межфазных (границах раздела карбид железа- α -фаза) границах раздела. Следовательно, основной причиной формирования полей напряжений в исследуемой стали является несовместность деформации кристаллитов, а изгиб кристаллической решётки материала будет являться упругим. В единичных случаях источниками полей напряжений являются оборванные малоугловые границы, формирующиеся на начальной стадии развития полосовой субструктуры. В этом случае изгиб кристаллической решётки материала будет пластическим.

Количественными параметрами, характеризующими внутренние поля напряжений, являются плотность изгибных экстинкционных контуров (количество контуров на единицу площади поверхности фольги) и средние поперечные размеры изгибного экстинкционного контура. Первая характеристика указывает на количество источников полей напряжений; вторая связана с амплитудой кривизны-кручения кристаллической решётки стали и, со-

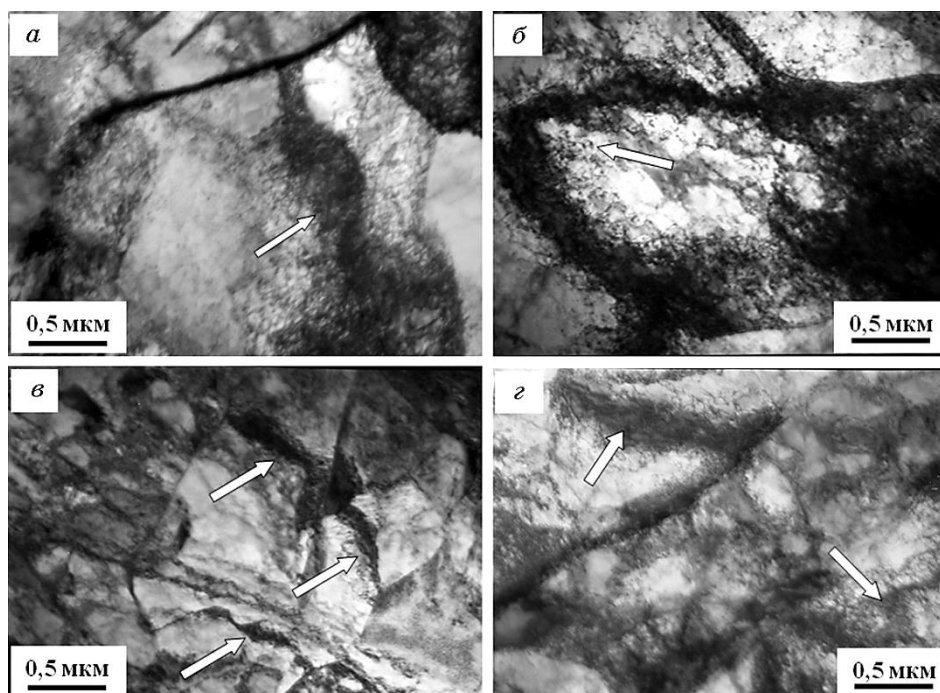


Рис. 5. Изгибные экстинкционные контуры (указаны стрелками), наблюдающиеся в зёрнах феррита (*а*, *б*), в субзёрнах (*в*) и полосовой субструктуре (*г*) стали 09Г2С.⁷

ответственно, величиной внутренних полей напряжений.

Выполненные нами исследования показали, что изгибные экстинкционные контуры присутствуют как в зёрнах феррита, так и в зёрнах перлита, однако плотность изгибных экстинкционных контуров (далее обозначается как η) является зависимой от структурного состояния исследуемого материала. В зёрнах структурно-свободного феррита $\eta = 11 \text{ мм}^{-2}$, в зёрнах перлита $\eta = 7,0 \text{ мм}^{-2}$, в зёрнах бескарбидного бейнита $\eta = 8,0 \text{ мм}^{-2}$, а в зёрнах мартенсита $\eta = 10,2 \text{ мм}^{-2}$.

Таким образом, максимальное количество источников внутренних полей напряжений присутствует в зёрнах структурно-свободного феррита и зёрнах (пакетах) мартенсита; минимальное — в зёрнах пластинчатого перлита.

Процедура оценки величины внутренних полей напряжений по соответствующим экстинкционным контурам заключается в определении изгиба-кручения кристаллической решётки материала [33–36]. Для этой цели измеряется скорость перемещения экстинкционного контура при изменении угла наклона гониометра либо же ширина экстинкционного контура. Выполненные по

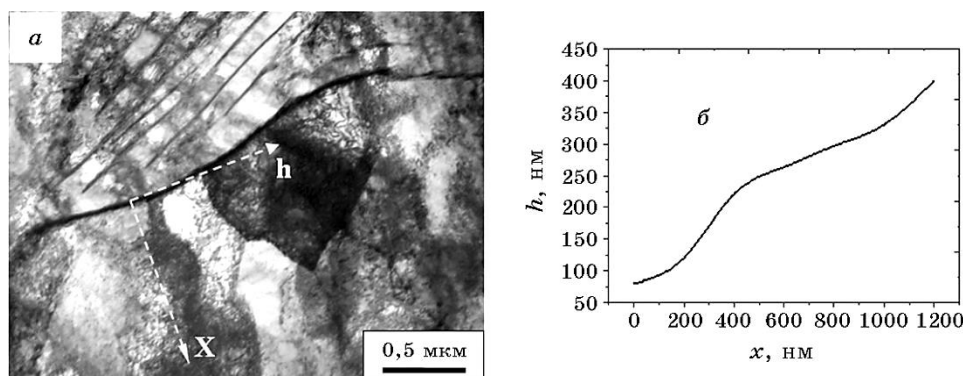


Рис. 6. Анализ градиента поля внутренних напряжений, формирующегося в объёме зерна феррита. Источник поля напряжений — граница раздела перлитного и ферритного зёрен; *a* — светлопольное изображение структуры стали; *b* — график зависимости ширины изгибного экстинкционного контура от расстояния до источника напряжений (начала координат) на *a*.⁸

методике [33–36] оценки свидетельствуют о том, что наибольшей величины внутренние поля напряжений достигают в зёрнах перлита ($\sigma_\tau = 0,02G$; G — модуль сдвига) и кристаллах мартенсита ($\sigma_\tau = 0,02G$). Несколько меньшие поля напряжений формируются в пластинах бейнита. А минимальные из измеренных нами поля напряжений формируются в зёрнах феррита ($\sigma_\tau = 0,018G$).

Ширина изгибных экстинкционных контуров в исследуемой стали является переменной величиной. Независимо от типа границы (большеугольные границы зёрен или малоугольные границы субзёрен или полос деформации; внутрифазные границы или границы межфазные) ширина контура у границы практически всегда меньше, чем в объёме зерна или субзёрна. Это свидетельствует, во-первых, о переменном поле напряжений, формирующемся в материале, и, во-вторых, о большей величине поля напряжений у границы (т.е. у источника поля напряжений), чем в объёме зерна (субзёрна, пластины бейнита или мартенсита) [36]. Градиентный характер поля внутренних напряжений удобно анализировать, изучая изменение ширины контура по мере удаления от источника напряжений. Анализ зависимости ширины контура h от расстояния до границы раздела x (рис. 6) показывает, что ширина может увеличиваться до 8 раз на расстоянии ≈ 1 мкм.

На внутризёрненном уровне градиентное строение стали проявляется в закономерном изменении состояния дефектной субструктуры. Наиболее отчётливо это показано при анализе субструктуры зёрен феррита, которые присутствуют в стали независимо от расстояния до поверхности принудительного охлажде-

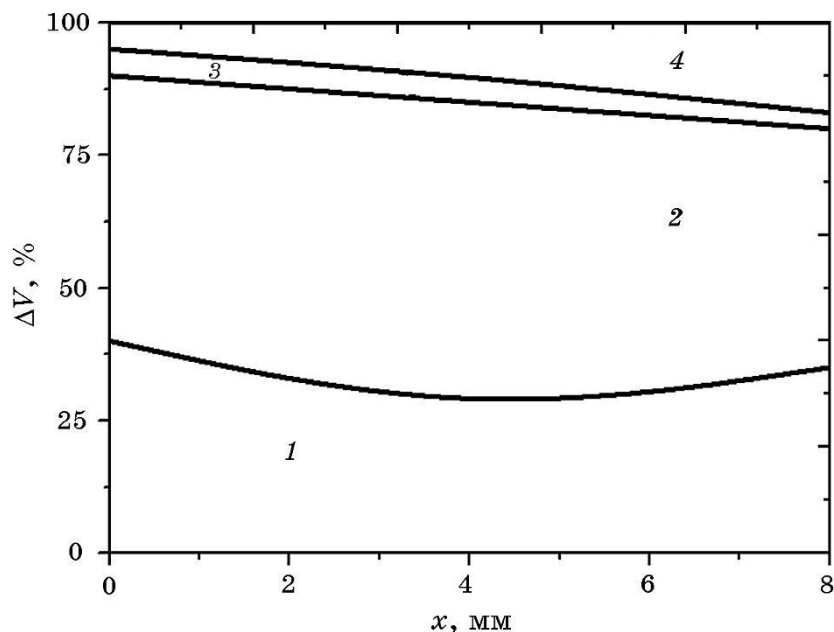


Рис. 7. Диаграмма субструктур, присутствующих в зёрнах структурно-свободного феррита в стали 09Г2С; 1 — область существования полосовой субструктуры; 2 — субструктуры дислокационного хаоса и сеток; 3 — субзёрненной структуры; 4 — ячеистой субструктуры.⁹

ния. На рисунке 7 приведена диаграмма субструктур, выявленных в принудительно охлаждённой стали 09Г2С. Отчётливо видно, что в поверхностном слое стали субструктура зёрен феррита сформирована преимущественно полосами деформации (область 1), субструктурой дислокационного хаоса и сетчатой субструктурой (суммарное значение) (область 2). Субзёрна и ячейки в зёрнах феррита стали присутствуют в относительно небольшом количестве (области 3 и 4).

Одной из основных характеристик состояния субструктуры стали является скалярная плотность дислокаций, т.е. плотность дислокаций, распределённых в объёме элементов субструктуры (ячеистой, полосовой и субзёрненной структуре). Градиентный характер изменения скалярной плотности дислокаций в стали представлен на рис. 8. В зёрнах феррита скалярная плотность дислокаций монотонно снижается с увеличением расстояния от поверхности охлаждения.

Наличие в зёрнах феррита субструктур с высоким уровнем упорядочения дислокаций (ячейки, полосы, субзёрна), т.е. субструктур, определённая доля дислокаций которых сосредоточена в малоугловых границах, приводит к заниженным оценкам об-

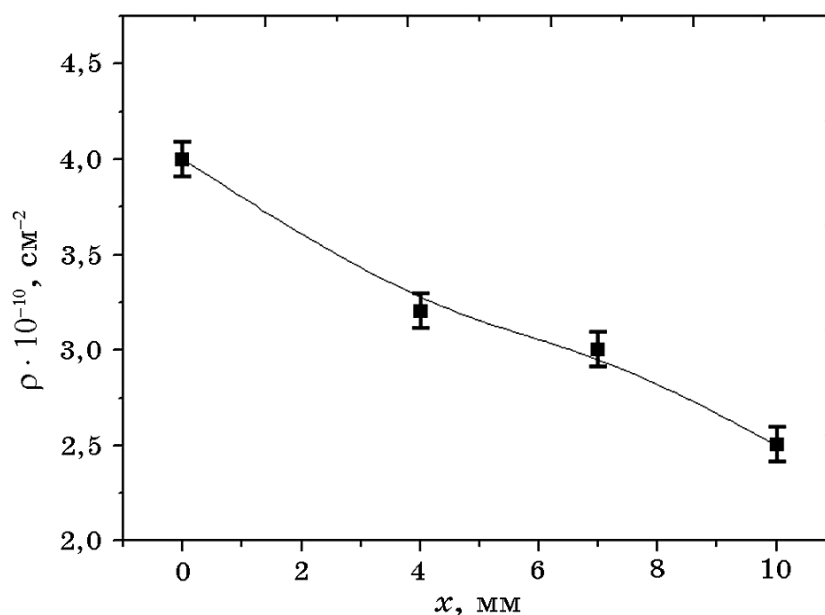


Рис. 8. Зависимость от расстояния до поверхности обработки скалярной плотности дислокаций, расположенных в зёрнах феррита.¹⁰

щей плотности дислокаций, запасённых в материале.

3.2. Формирование наноразмерных фаз при термомеханическом упрочнении

Формирование наноразмерной фазы в нелегированных (экономно-легированных) промышленных сталях в условиях термосилового воздействия возможно при реализации целого ряда процессов, основным элементом которых является преобразование карбидной подсистемы [36–50]. Для исследуемой нами стали 09Г2С такими являются несколько процессов. Во-первых, диспергирование цементитных пластин перлитных колоний путём разрезания их движущимися дислокациями. Во-вторых, растворение пластин цементита перлитных колоний и повторное выделение частиц цементита на дислокациях, границах блоков, субзёрен и зёрен. В-третьих, распад твёрдого раствора углерода в α -железе, формирующегося в условиях ускоренного охлаждения стали («самоотпуск» мартенсита). В-четвертых, допревращение остаточного аустенита, присутствующего в структуре «бескарбидного» бейнита и мартенсита с образованием частиц карбида железа. В-пятых, реализация диффузионного механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в условиях высокой степени деформации и высоких темпера-

тур обработки.

Анализ преобразования и взаимных превращений карбидов железа тесно переплетается с анализом распределения углерода в стали. В ряде работ [51–56] было показано, что углерод в структуре стали может находиться в твёрдом растворе на основе α - и γ -железа (позиции элементов внедрения), на дислокациях (в виде атмосфер Коттрелла и Максвелла), на межфазных (карбид-матрица) и внутрифазных (зерна, пакеты, кристаллы мартенсита и бейнита) границах, в частицах карбидной фазы. Количество углерода в твёрдых растворах на основе α - и γ -железа обычно оценивается по относительному изменению параметра кристаллической решётки [57–59]. Оценки количества углерода в карбидных частицах проводят, исходя из химического состава карбида, типа кристаллической решётки и объёмной доли частиц в стали. Оценка количества углерода, расположенного на дефектах (дислокациях и границах раздела), является наиболее сложным моментом и практически не поддаётся прямому экспериментальному определению. Из ситуации выходят, используя косвенные методы (например, методы внутреннего трения и микрорентгено-спектрального анализа) [52, 60], а также проводят теоретические оценки.

Диспергирование пластин цементита перлитных колоний путём разрезания их движущимися дислокациями сопровождается сдвигом частей пластины друг относительно друга, выносом отдельных фрагментов в объём ферритных ламелей, а также разворотом пластин. В итоге в объёме колонии пластинчатого перлита может быть сформирована структура «шахматного типа», состоящая из фрагментов пластин цементита различной формы и размеров, развёрнутых друг относительно друга. Размеры фрагментов пластин цементита изменяются в пределах сотни нанометров.

Термомеханическая обработка сопровождается не только механическим разрушением пластин цементита, но и диспергированием их субструктуры — разбиением пластин на блоки нанометрового диапазона размеров. На начальной стадии форма пластин цементита сохраняется (рис. 9, *а, б*). В объёме пластин формируется блочная структура, размеры блоков изменяются в пределах 30–50 нм. Рефлексы карбидной фазы имеют азимутальное размытие, указывающее на разориентацию блочной структуры. По мере уменьшения размеров блоков до 5–30 нм (рис. 9, *в*) изменяется и микроэлектроннограмма, получаемая с пластин цементита. Тяжи рефлексов цементита разбиваются на серии близко расположенных точечных рефлексов (рис. 9, *г*). Последнее может означать увеличение степени разориентации блоков между собой. Наряду с этим сохраняется и азимутальная разориентация блоков (непрерывные тяжи рефлексов). Выполненные оценки пока-

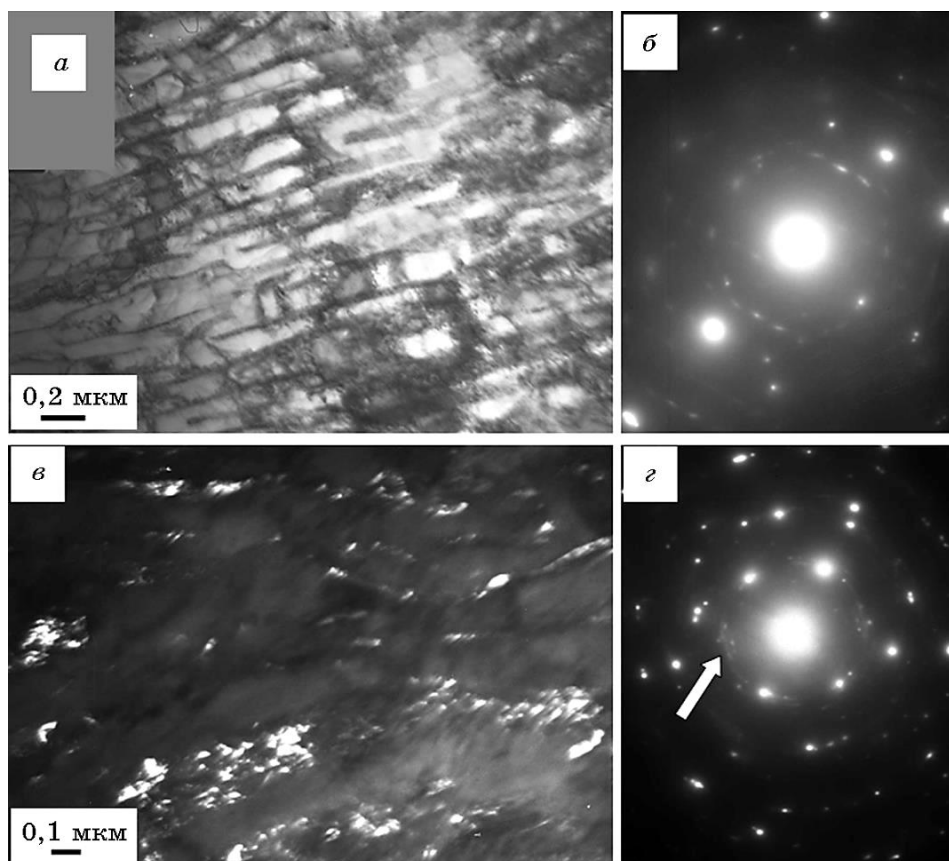


Рис. 9. Структура перлита стали 09Г2С, формирующаяся в условиях термомеханической обработки и последующего ускоренного охлаждения, где *a* — светлое поле, *в* — тёмное поле, *а б* и *г* — микроэлектронogramмы.¹¹

зали, что величина азимутальной составляющей полного угла разориентации блочной структуры пластин карбидной фазы достигает 20–24 градусов.

Формирование блочной структуры сопровождается уходом атомов углерода из карбида на дислокации и последующим выделением в объёме ферритных пластин в виде частиц карбида железа наноразмерного диапазона (5–10 нм).

Этот механизм разрушения пластин цементита энергетически выгоден вследствие того, что энергия связи атомов углерода с дислокациями в феррите существенно превышает энергию связи атомов углерода с атомами железа в решётке цементита. Дислокации, окружающие пластину цементита, являются более предпочтительным местом расположения атомов углерода и, следова-

тельно, будут «вытягивать» углерод из цементита с образованием атмосфер Коттрелла и Максвелла [61, 62].

ПЭМ исследования структуры стали 09Г2С позволили выявить несколько стадий протекания этого процесса. Прежде всего, вокруг пластин (в первую очередь, в торцах пластин, указывая на наиболее напряжённые места в перлитной колонии) цементита формируется дислокационная субструктура в виде клубков, которые на следующем этапе окружают всю пластину цементита.

На данной стадии в межпластинчатом пространстве (ламелях феррита) выявляются частицы карбидной фазы. Частицы имеют округлую форму, размеры их изменяются в пределах единиц нанометров.

Вынос атомов углерода из разрушенных пластин цементита возможен и на гораздо большие расстояния. Исследования субзёрненной структуры зёрен α -железа методами тёмнопольного ана-

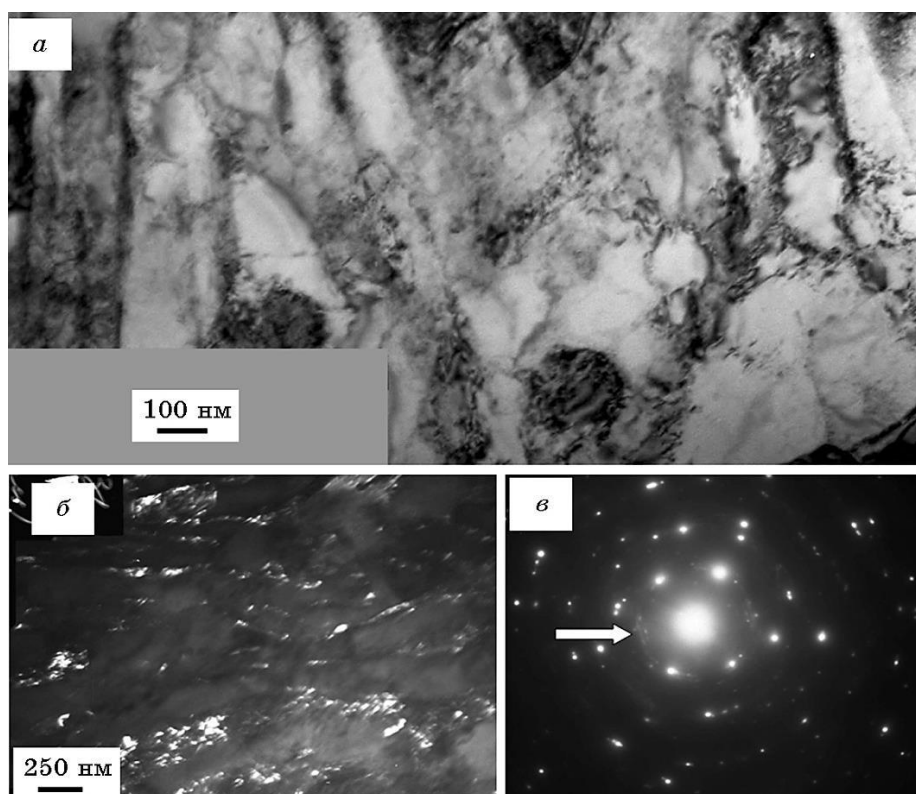


Рис. 10. Субзёрненная структура и фрагментированные пластины цементита перлитного зерна: *a* — светлопольное изображение, *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе $[121] \text{Fe}_3\text{C}$, *в* — микроэлектроннограмма, где стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле.¹²

лиза выявили частицы цементита размером 5–15 нм в объеме субзёрен на дислокациях и на границах субзёрен, формирующихся вдоль границы перлитного зерна.

В структуре стали 09Г2С, подвергнутой термомеханическому упрочнению и последующему ускоренному охлаждению, зафиксировано формирование субзёрненной структуры σ -фазы в зёрнах перлита. На рисунке 10 приведены микрофотографии, демонстрирующие присутствие субзёрен σ -фазы в зёрнах перлита. Можно ожидать, что выделяющиеся на границах субзёрен частицы карбидной фазы будут препятствовать их росту, стабилизируя размеры субзёрен и свойства изделия в целом при последующей его эксплуатации.

При «самоотпуске» мартенсита под действием остаточного тепла заготовки на дислокациях в объеме кристаллов мартенсита и по границам кристаллов выделяются частицы карбидной фазы. Размеры частиц, расположенных на дислокациях, изменяются в пределах 5–10 нм, расположенных на границах — в пределах 10–30 нм.

В структуре пластин бескарбидного бейнита (сформировавшихся, предположительно, в результате допревращения остаточного аустенита) выявлен крапчатый контраст, напоминающий контраст от предвыделений частиц второй фазы. Размеры областей тёмного контраста, предположительно предвыделений карбидной фазы изменяются в пределах от 5 до 10 нм.

Формирование наноразмерных фаз происходит и в результате полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

На рисунке 11 приведены электронно-микроскопические изображения структуры тонкопластинчатого перлита. Толщина пластин α -фазы, разделённых пластинками карбида, ≈ 60 нм; толщи-

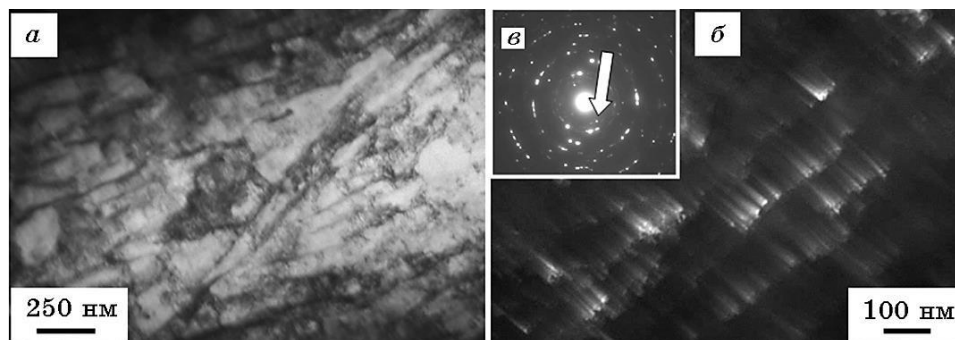


Рис. 11. Электронно-микроскопическое изображение структуры пластинчатого перлита; *a* — светлое поле; *б* — тёмное поле, полученное в рефлексе $[021] \text{Fe}_3\text{C}$; *в* — микроэлектронограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено тёмное поле.¹³

на пластин карбидной фазы $\approx 20\text{--}30$ нм. Ламели феррита таких перлитных колоний фрагментированы, продольные размеры фрагментов изменяются в пределах 110–140 нм.

На микроэлектронограммах, полученных с тонкопластинчатого перлита, рефлексы α -фазы имеют азимутальное размытие (рис. 11, *е*). Величина азимутальной составляющей полного угла разориентации фрагментов достигает 6,5 градусов.

3.3. Анализ механизмов формирования прочностных свойств при термомеханическом упрочнении малоуглеродистой стали

Формирование в поверхностном слое двутавровой балки морфологически сложной дефектной субструктуры со сравнительно высокой скалярной плотностью дислокаций при термомеханическом упрочнении должно сопровождаться повышением служебных характеристик стали.

В таблице 3 приведены значения нанотвёрдости и модуля Юнга стали 09Г2С в нетермомеханически упрочнённом и термомеханически упрочнённом состояниях. Отчётливо видно, что упрочнение стали сопровождается увеличением нанотвёрдости поверхностного слоя в $\approx 1,22$ раза при одновременном снижении модуля Юнга в $\approx 1,18$ раза.

Термоупрочнение стали существенным образом изменяет три-

ТАБЛИЦА 3. Значения нанотвёрдости и модуля Юнга стали 09Г2С.¹⁴

Характеристика	средняя	ошибка	минимум	максимум
Неупрочнённое состояние				
Нанотвёрдость, ГПа	2,7	0,33	2,2	3,8
Модуль Юнга, ГПа	269,6	27,1	208	403
Термомеханически упрочнённое состояние				
Нанотвёрдость, ГПа	3,3	0,29	2,64	4,6
Модуль Юнга, ГПа	228,2	25,7	184,1	278,2

ТАБЛИЦА 4. Трибологические характеристики стали 09Г2С.¹⁵

Неупрочнённое состояние		Термомеханически упрочнённое состояние	
$V, 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$	μ	$V, 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$	μ
5,3	0,36	2,9	0,49

Примечание: V — скорость изнашивания стали, а μ — коэффициент её трения.

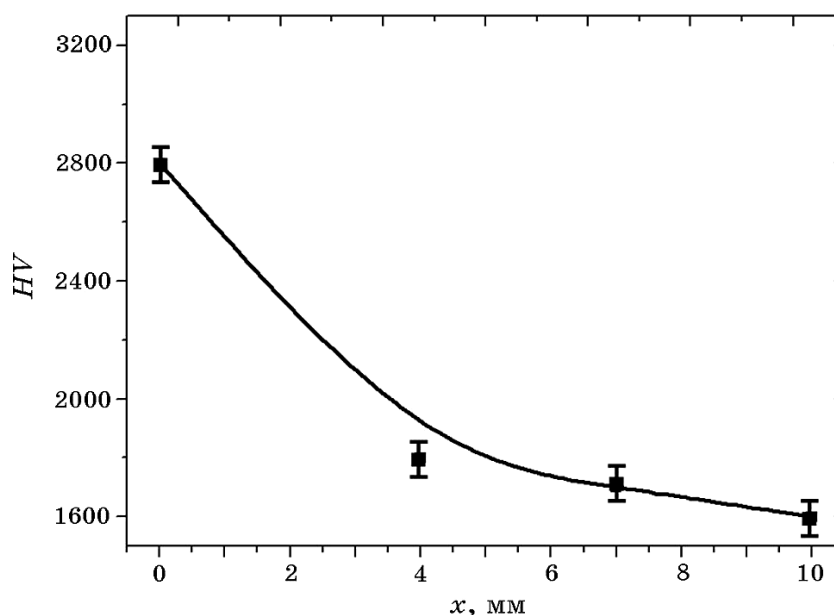


Рис. 12. Профиль микротвёрдости полки двутавра, подвергнутой упрочняющей обработке.¹⁶

бологические характеристики стали, а именно, приводит к увеличению износостойкости поверхностного слоя в $\approx 1,83$ раза и увеличению коэффициента трения в $\approx 1,36$ (табл. 4).

В работах [12, 23–25] представлены результаты исследования механических свойств объёма стали 09Г2С. Профиль механических свойств, формирующийся в материале при поверхностном способе обработки, был выявлен при анализе микротвёрдости (рис. 12). Видно, что ускоренное охлаждение водой приводит к полуторакратному увеличению прочности поверхностного слоя стали по отношению к её объёму.

Выше приведённые количественные характеристики структуры дают возможность оценить механизмы упрочнения стали. При анализе физической природы прочности металлов и сплавов используют ряд механизмов, основные из которых рассмотрены ниже.

3.3.1. Упрочнение внутрифазными границами раздела

Выделяют неперерезаемые границы раздела и перерезаемые границы раздела фазы. К первым относят большеугловые границы раздела зёрен, пакетов мартенсита, кристаллов мартенсита и бейнита. Упрочнение материала большеугловыми границами можно оценить, используя соотношение Холла–Петча [63, 64]:

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

где σ_0 — напряжение трения решётки материала; d — средний размер зёрен материала; k_y — коэффициент пропорциональности, характеризующий состояние границ зёрен материала.

Теоретические расчёты и экспериментальные исследования показывают, что величина σ_0 существенно зависит от степени чистоты материала и величины его дефектности [63, 64]. Для теоретически чистых материалов $\sigma_0 = 17$ МПа [64]. Экспериментально определённые значения σ_0 изменяются в пределах от 27 до 60 МПа [64]. Для промышленных сталей обычно используют некую среднюю величину, равную 30–40 МПа.

К перерезаемым границам относят малоугловые границы раздела, формирующиеся в материале в результате перестройки дислокационной субструктуры — это границы раздела ячеек, фрагментов, полосовой структуры, субзёрен. Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение) оценивают, используя выражение [63, 64]:

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

где $m = 1$ или $m = 0,5$; l — эффективный размер субзёрен (ячеек и/или фрагментов), определяемый эффективной длиной плоскости скольжения в субзерне; k'_y — коэффициент пропорциональности, являющийся характеристикой состояния границ субзёрен материала.

Для учёта упрочнения материала некогерентными частицами (частицами, обособленными от матрицы межфазной границей раздела) в первом приближении используют модель, предложенную Е. Орованом, учитывающую огибание частиц движущимися дислокациями [65]:

$$\sigma_{\text{ч}} = M \frac{mG_m b}{2\pi(\lambda - D)} \Phi \ln \left(\left| \frac{\lambda - D}{4b} \right| \right), \quad (3)$$

где D — средний размер частиц; m — ориентационный множитель; $\Phi = 1$ для винтовой и $\Phi = (1 - \nu)^{-1}$ — для краевой дислокации; λ — расстояние между частицами, b — вектор Бюргерса скользящей в матрице дислокации; M — параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице и равный 0,81–0,85 [66].

3.3.2. Упрочнение дислокациями

Сопротивление движению дислокаций, обусловленное неподвиж-

ными дислокациями, присутствующими в материале и лежащими в плоскостях скольжения, и упругими взаимодействиями с дислокациями, лежащими в плоскостях, параллельных плоскостям скольжения, оценивают следующим образом [67]:

$$\sigma_{\text{дисл.}} = m\alpha Gb\sqrt{\langle\rho\rangle}, \quad (4)$$

где $\langle\rho\rangle$ — скалярная плотность дислокаций, m — ориентационный множитель, G — модуль сдвига; α — безразмерный коэффициент, равный 0,1–0,51 [64].

3.3.3. Твёрдорастворное упрочнение

Твёрдорастворное упрочнение — упрочнение атомами легирующих элементов, присутствующими в кристаллической решётке матрицы и возникающее в результате взаимодействия с ними дислокаций. Предлагаемые в [67, 68] соотношения для оценки твёрдорастворного упрочнения для практического использования неудобны.

При анализе упрочнения ферритных сталей обычно используют выражение следующего вида [69]

$$\Delta\sigma_{\text{т.р.}} = \sum_{i=1}^m k_i C_i, \quad (5)$$

где k_i — коэффициент упрочнения α -железа при легировании каким-либо элементом в количестве 1% (по массе), кгс/мм²; C_i — концентрация элемента, растворенного в α -железе, %. Значения коэффициента k_i для различных элементов установлены эмпирически и представлены в табл. 5 [69].

Видно, что основной вклад в величину твёрдорастворного упрочнения ферритной составляющей стали вносится атомами внедрения.

Тестирующие оценки, выполненные на сталях, подвергнутых различным степеням и видам деформирования [70], показали, что разумные оценки величины дальнедействующих полей напряжений могут быть выполнены с использованием следующей

ТАБЛИЦА 5. Значения коэффициента пропорциональности k_i в уравнении (5).¹⁷

Элемент	C + N	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	P	V	Ti
k_i	467	3,3	8,6	3,1	3,0	1,1	6,0	3,9	69,0	0,3	8,2

приближенной формулы:

$$\sigma_{д.п.} = G \frac{3,5}{h}, \quad (6)$$

где h — поперечный размер изгибного экстинкционного контура, выраженный в нанометрах.

Общий предел текучести стали можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения (см., например, [63, 71]):

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{гр.} + \Delta\sigma_{д.л.} + \Delta\sigma_{ор.} + \Delta\sigma_{тв.р.} + \Delta\sigma_{д.п.}, \quad (7)$$

где $\Delta\sigma_0$ — вклад, обусловленный трением решётки матрицы, $\Delta\sigma_{гр.}$ — вклад, обусловленный внутрифазными границами, $\Delta\sigma_{д.л.}$ — вклад, обусловленный дислокационной субструктурой, $\Delta\sigma_{ор.}$ — вклад, обусловленный присутствием частиц карбидных фаз, $\Delta\sigma_{тв.р.}$ — вклад, обусловленный атомами легирующих элементов, $\Delta\sigma_{д.п.}$ — вклад, обусловленный внутренними полями напряжений. Как видно из уравнения (7), принцип аддитивности предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения на пределе текучести материала. Поэтому он является лишь первым приближением.

Для низкоуглеродистых феррито-перлитных сталей предел текучести может быть оценён по соотношению [69]

$$\sigma_{п} = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{\Delta_c}} 0,24\delta V, \quad (8)$$

где $\Delta_c = 4,75t_\phi$ — величина эффективной линии скольжения, t_ϕ — толщина ферритных прослоек, δV — объёмная доля перлита $\approx 12\%$.

Для упрощения решения сформулированной задачи оценки предела текучести стали 09Г2С проведём вначале оценки величины прочности зёрен мартенсита, зёрен бейнита, субзёрен, зёрен феррита и зёрен перлита, используя соотношения (1)–(8). Далее оценим величину прочности стали как материала в целом и сопоставим полученные результаты с результатами, представленными на рис. 12.

Количественные оценки вкладов в предел текучести приведены в табл. 6.

При оценке предела текучести зёрен со структурой мартенсита, бейнита, с полосовой субструктурой, субзёрённой структурой, зёрен феррита, пластинчатого перлита (табл. 6) вкладом от упрочнения частицами второй фазы (цементита) пренебрегали ввиду малости объёмной доли либо полного отсутствия.

ТАБЛИЦА 6. Оценки механизмов упрочнения.¹⁸

Тип	H , нм	$\langle \rho \rangle$, 10^{10} см^{-2}	ΔC , вес. %	h , нм	$\Delta \sigma_{\text{гр}}$, МПа	$\Delta \sigma_{\text{д.л.}}$, МПа	$\Delta \sigma_{\text{тв.р.}}$, МПа	$\Delta \sigma_{\text{д.п.}}$, МПа	$\Delta \sigma_0$, МПа	$\Sigma(\text{эксп.})$, МПа
<i>a</i>	200	10,0	0,1	140	584	319	467	2060	30	3460
<i>б</i>	320	5,8	0,1	150	462	250	467	1890	30	3100
<i>в</i>	400	4,2	0,02	165	410	220	97	1770	30	2900
<i>г</i>	600	1,0	0,02	165	337	140	94	1770	30	2341
<i>д</i>	$18 \cdot 10^3$ – $23 \cdot 10^3$	4,0	0,02	170	120	200	93,5	1730	30	2174
<i>e</i>	200	2,6	0,02	145	584	170	93	2028	30	2905

Примечание: *a* — мартенситная структура, *б* — бескарбидный бейнит, *в* — полосовая субструктура, *г* — субзёрна феррита, *д* — зёрна феррита, *e* — зёрна пластинчатого перлита; H — поперечные размеры кристаллов мартенсита, бейнита, полосовой субструктуры, субзёрен, зёрен феррита или перлита, соответственно; $\langle \rho \rangle$ — скалярная плотность дислокаций; ΔC — концентрация углерода в твёрдом растворе; h — ширина изгибного экстинкционного контура; $\Sigma(\text{эксп.})$ — суммарная величина предела текучести, полученная аддитивным сложением указанных вкладов.

Анализируя результаты, изложенные в табл. 6, можно обнаружить, что вклад от внутренних полей напряжений, оценка которого производилась по формуле (6), существенно превышает вклады других механизмов упрочнения стали. Последнее может означать неприменимость данного выражения для оценки механизмов упрочнения слаболегированных феррито-перлитных сталей. При оценках общего предела текучести стали, результаты которых приведены ниже, вклад внутренних полей напряжений в упрочнение стали не учитывался.

Оценку общего предела текучести стали проводили с учётом объёмной доли каждого из рассмотренных выше типов структурных составляющих зёрен феррита. Использовали приём аддитивного сложения выявленных вкладов, основываясь на формуле (7).

Анализ результатов, представленных в табл. 6, показывает, что предел текучести зёрен перлита существенно выше предела текучести зёрен феррита. Основываясь на результатах, изложенных в работе [69], проведён учёт вклада зёрен перлита в предел текучести стали по выражению (8).

Зависимость общего предела текучести стали 09Г2С, подвергнутой термомеханической обработке в условиях принудительного охлаждения поверхности заготовки балки двутавра, от расстояния до поверхности охлаждения приведена на рис. 13. Сопоставляя результаты, представленные на рис. 12 и рис. 13, можно отметить качественное согласие в изменении величин микротвёрдо-

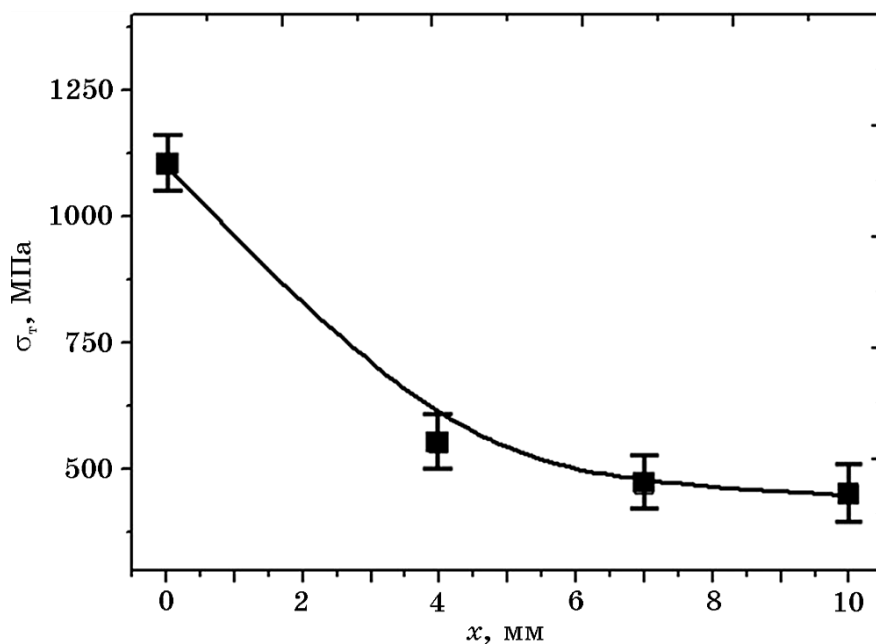


Рис. 13. Изменение предела текучести по сечению полки термомеханически упрочнённой балки из стали 09Г2С.¹⁹

сти и предела текучести, выявленных в эксперименте и полученных в результате оценок, основанных на количественном анализе структуры стали.

Следовательно, рассмотренные выше механизмы упрочнения правильно отражают происходящие в стали процессы и могут быть использованы для прогнозирования формирования свойств стали при различных режимах термомеханического воздействия.

4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методами дифракционной электронной микроскопии проведены исследования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры двутавровой балки стали 09Г2С, формирующихся при прокатке на стане 450 ОАО «ЕВРАЗ Западно-Сибирский металлургический комбинат» и последующего ускоренного охлаждения водой. Показано, что состояние структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры α -фазы стали определяется (1) механизмом $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, (2) режимом высокотемпературной прокатки и ускоренного охлаждения, (3) расстоянием до поверхности ускоренного охлаждения. Выявлено формирование, в результате реализации различных механизмов $\gamma \rightarrow \alpha$ -превраще-

ния, зёрен феррита и перлита, кристаллов «бескарбидного» бейнита и мартенсита. Установлено соответствие дислокационной субструктуры стали и морфологии α -фазы (механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения): в кристаллах мартенсита и «бескарбидного» бейнита преобладающей является сетчатая дислокационная структура с весьма высокой плотностью дислокаций, изменяющейся в пределах от $\approx 5,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $\approx 10,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; в ферритной составляющей зёрен перлита выявляется структура дислокационного хаоса и сетчатая дислокационная субструктура с относительно низкими значениями скалярной плотности дислокаций, изменяющимися в пределах от $\approx 2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $\approx 3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; в зёрнах феррита дислокационная субструктура наиболее разнообразна и представлена хаотически распределёнными дислокациями, сетками и ячейками, выявлено формирование полосовой и субзёрненной субструктуры.

Показано, что в результате прокатки на стане 450 ОАО «ЕВРАЗ Западно-Сибирский металлургический комбинат» и ускоренного охлаждения в стали формируется градиентная структура, характеризующаяся закономерным изменением фазового состава и параметров субструктуры по мере приближения к поверхности ускоренного охлаждения.

Выполнен анализ процессов, приводящих к формированию в структуре стали 09Г2С наноразмерных фаз. Показано, что это возможно: во-первых, при диспергировании цементитных пластин перлитных колоний путём разрезания их движущимися дислокациями; во-вторых, при растворении пластин цементита перлитных колоний и повторном выделении частиц цементита на дислокациях, границах блоков, субзёрен и зёрен; в-третьих, при распаде твёрдого раствора углерода в α -железе, формирующегося в условиях ускоренного охлаждения стали («самоотпуск» мартенсита); в-четвёртых, при допревращении остаточного аустенита, присутствующего в структуре «бескарбидного» бейнита с образованием α -железа и частиц цементита; в-пятых, при реализации диффузионного механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в условиях высокой степени деформации и высоких температур обработки.

Термомеханическое упрочнение стали сопровождается увеличением нанотвёрдости поверхностного слоя в 1,22 раза при одновременном снижении модуля Юнга в 1,18 раза. Износостойкость поверхности возрастает в 1,83 раза, а коэффициент трения в 1,3 раза. Выявлена зависимость микротвёрдости балочного профиля стали 09Г2С от расстояния до поверхности охлаждения при термомеханическом упрочнении. Рассмотрены физические механизмы, позволяющие анализировать закономерности формирования прочности стали на пределе текучести. Выявлены количественные параметры, характеризующие структурно-фазовое состояние

и дающие возможность оценить величину теоретического предела текучести стали.

Установлено, что явление повышения прочности поверхностного слоя стали является многофакторным, морфологически многокомпонентным и определяется природой $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Основными механизмами, ответственными за высокий уровень прочности поверхностного слоя стали, являются субструктурное и деформационное, обусловленные формированием кристаллов мартенсита и бейнита.

Отмечено качественное согласие в изменении величин микротвёрдости, выявленной в эксперименте, и предела текучести, полученного в результате оценок, которые основаны на количественном анализе структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры.

Анализ рассмотренных механизмов упрочнения может быть использован для прогнозирования свойств стали при различных режимах термомеханического упрочнения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке грантов РФФИ №№ 16-48-420530 р_а и 16-32-60048 мол_а_дк.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Л. М. Капуткина, М. Л. Берштейн, В. А. Займовский, *Термомеханическая обработка стали* (Москва: Металлургия: 1983).
2. Л. И. Тушинский, *Теория и технология упрочнения металлических сплавов* (Новосибирск: Наука: 1990).
3. П. Д. Одесский, И. И. Ведяков, *Малоуглеродистые стали для металлических конструкций* (Москва: Интермет Инжиниринг: 1999).
4. О. Г. Соколов, В. П. Леонов, *Металл*, № 5: 115 (2001).
5. М. Л. Бернштейн, *Структура деформированных металлов* (Москва: Металлургия: 1977).
6. П. Д. Одесский, Д. П. Хромов, *МиТОМ*, № 3: 13 (1992).
7. Ю. Д. Морозов, А. М. Степашин, С. В. Александров, *Металлург*, № 5: 43 (2002).
8. Н. П. Лякишев, С. И. Тишаев, П. Д. Одесский, А. В. Рудченко, *Известия РАН. Металлы*, № 2: 96 (1993).
9. Л. И. Эфрон, Д. А. Литвиненко, А. А. Ефимов, *Известия РАН. Металлы*, № 6: 99 (1993).
10. Б. Б. Быхин, А. Т. Канаев, А. Ф. Капушак, А. А. Канаев, *Сталь*, № 12: 46 (1998).
11. А. Б. Юрьев, *Упрочнение строительной арматуры и прокатных валков* (Новосибирск: Наука: 2006).
12. В. Е. Громов, О. Ю. Ефимов, В. Б. Костерев, А. Б. Юрьев, В. Я. Чинокалов, *Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугунных валков* (Новокузнецк: Интер-Кузбасс: 2011).

13. О. Ю. Ефимов, В. Я. Чинокалов, М. В. Зезиков, Е. Г. Белов, Е. Ф. Иванов, О. В. Дикань, А. В. Смарицын, И. М. Чернов, *Устройство для ускоренного охлаждения и гидротранспортирования шахтной стойки* (ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»): Патент 81911 РФ, МПК В21В 45/02, № 2008135416, заявл. 01.09.2008, опубл. 10.04.2009, Бюл. № 10.
14. А. Б. Юрьев, О. Ю. Ефимов, В. Я. Чинокалов, М. В. Зезиков, Е. Г. Белов, *Устройство для ускоренного охлаждения и гидротранспортирования двутавра* (ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»): Патент 97284 РФ, МПК В21В 45/02, № 2010111067/22, заявл. 23.03.2010, опубл. 10.09.2010. Бюл. № 25.
15. А. Б. Юрьев, В. Д. Сарычев, В. Я. Чинокалов, М. В. Зезиков, В. Е. Громов, *Известия вузов. Черная металлургия*, № 2: 38 (2002).
16. Э. В. Козлов, А. В. Плевков, А. Б. Юрьев, *Известия вузов. Физика*, № 3: 49 (2002).
17. А. Б. Юрьев, В. Е. Громов, В. Я. Чинокалов, В. Я. Целлермаер, Э. В. Козлов, *Материаловедение*, № 10: 26 (2003).
18. Ю. Ф. Иванов, А. Б. Юрьев, А. Б. Плевков, *Известия вузов. Черная металлургия*, № 10: 57 (2003).
19. А. Б. Юрьев, Ю. Ф. Иванов, М. М. Морозов, В. Е. Громов, Э. В. Козлов, *Деформация и разрушение материалов*, № 3: 43 (2005).
20. В. Е. Панин, В. А. Лихачев, Ю. В. Гриняев, *Структурные уровни деформации твердых тел* (Новосибирск: Наука: 1985).
21. В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. А. Бердышев, *Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали* (Москва: Недра: 2000).
22. О. Ю. Ефимов, А. Б. Юрьев, В. Е. Громов, *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*, № 12: 57 (2007).
23. Е. Г. Белов, В. Я. Чинокалов, Л. М. Полторацкий, О. Ю. Ефимов, В. Е. Громов, *Проблемы черной металлургии и материаловедения*, № 3: 62 (2009).
24. Е. Г. Белов, О. Ю. Ефимов, Л. М. Полторацкий, В. Я. Чинокалов, В. Е. Громов, *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*, № 12: 18 (2009).
25. Е. Г. Белов, Л. М. Полторацкий, О. Ю. Ефимов, С. В. Коновалов, В. Е. Громов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 2: 33 (2010).
26. П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан, *Электронная микроскопия тонких кристаллов* (Москва: Мир: 1968) (пер. с англ.).
27. Д. Брандон, У. Каплан, *Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля* (Москва: Техносфера: 2004) (пер. сангл.).
28. Л. М. Утевский, *Дифракционная электронная микроскопия в металлургии* (Москва: Металлургия: 1973).
29. Г. Томас, М. Дж. Гориндж, *Просвечивающая электронная микроскопия материалов* (Москва: Наука: 1983) (пер. с англ.).
30. Ю. Н. Петров, *Дефекты и бездиффузионное превращение в стали* (Киев: Наукова думка: 1978).
31. В. М. Счастливцев, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева, *Структура термически обработанной стали* (Москва: Металлургия: 1994).
32. А. Ю. Калетин, В. М. Счастливцев, Н. Т. Карева, М. А. Смирнов, *Физ. мет. металловед.*, 56, № 2: 366 (1983).
33. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Физика*, № 8: 3 (1982).

34. Ю. Ф. Иванов, *Сб. трудов «Эволюция дислокационной структуры, упрочнение и разрушение сплавов»* (Томск: ТГУ: 1992), с. 52.
35. Н. А. Конева, Э. В. Козлов, *Вестник ТГАСУ*, № 1: 21 (1999).
36. В. Е. Громов, Э. В. Козлов, В. И. Базайкин, В. Я. Целлермаер, Ю. Ф. Иванов, *Физика и механика волочения и объемной штамповки* (Москва: Недра: 1997).
37. Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова, *Структура перлита и конструктивная прочность стали* (Новосибирск: Наука: 1993).
38. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 12: 38 (1990).
39. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Физика*, № 2: 39 (1993).
40. Ю. Ф. Иванов, *Известия ВУЗов. Физика*, № 5: 74 (1993).
41. Ю. Ф. Иванов, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 12: 26 (1994).
42. Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, В. В. Целлермаер, Н. А. Попова, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 6: 31 (2001).
43. Ю. Ф. Иванов, А. Б. Юрьев, В. В. Коваленко, А. В. Плевков, В. Е. Громов, Э. В. Козлов, *Известия академии наук. Серия физическая*, **67**, № 10: 1402 (2003).
44. А. Б. Юрьев, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, Э. В. Козлов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 6: 34 (2004).
45. В. В. Коваленко, Ю. Ф. Иванов, А. Б. Юрьев, Э. В. Козлов, В. Е. Громов, *Материаловедение*, № 6 (99): 49 (2005).
46. А. Б. Юрьев, Ю. Ф. Иванов, М. М. Морозов, В. Е. Громов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 6: 39 (2005).
47. Ю. Ф. Иванов, И. Б. Целлермаер, В. П. Ротштейн, В. Е. Громов, *Физическая мезомеханика*, **9**, № 5: 107 (2006).
48. О. Ю. Ефимов, А. Б. Юрьев, Ю. Ф. Иванов, В. Е. Громов, *Известия ВУЗов. Черная металлургия*, № 2: 54 (2007).
49. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, and S. V. Konovalov, *Arabian Journal for Science and Engineering*, **34**, No. 2A: 219 (2009).
50. В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, С. В. Коновалов, А. Б. Юрьев, О. Ю. Ефимов, Е. Г. Белов, В. Б. Костерев, В. Я. Чинокалов, *Прочность и пластичность материалов при внешнем энергетическом воздействии* (Новокузнецк: Издательство «Интер-Кузбасс»: 2010), с. 152.
51. М. В. Белоус, В. Т. Черепин, М. А. Васильев, *Преобразования при отпуске стали* (Москва: Металлургия: 1973).
52. G. Speich and P. R. Swann, *J. Iron and Steel Inst.*, **203**, No. 4: 480 (1965).
53. В. И. Изотов, А. Г. Козлова, *Физика и механика материалов*, **80**, вып. 1: 97 (1995).
54. В. И. Изотов, Г. А. Филиппов, *Физика и механика материалов*, **87**, вып. 4: 72 (1999).
55. G. R. Speich, *Trans. Met. Soc. AIME*, **245**, No. 10: 2553 (1969).
56. D. Kalich and E. M. Roberts, *Met. Trans.*, **2**, No. 10: 2783 (1971).
57. E. J. Fasiska and H. Wagenblat, *Trans. Met. Soc. AIME*, **239**, No. 11: 1818 (1967).
58. N. Ridley, H. Stuart, and L. Zwell, *Trans. Met. Soc. AIME*, **246**, No. 8: 1834 (1969).
59. С. И. Веселов, Е. З. Спектор, *Физика и механика материалов*, **34**, № 5:

- 895 (1972).
60. М. В. Белоус, *Металлофизика: Респ. межвед. сб.*, № 32: 79 (1970).
 61. М. В. Белоус, *Закономерности формирования карбидных и нитридных фаз при отпуске сплавов железа* (Автореферат дис. ... д-ра техн. наук) (Киев: 1972).
 62. В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, В. М. Надутов, Ю. А. Полушкин, *Физика и механика материалов*, 50, вып. 3: 582 (1980).
 63. Ю. Ф. Иванов, Е. В. Корнет, Э. В. Козлов, В. Е. Громов, *Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения* (Новокузнецк: Изд-во СибГИУ: 2010).
 64. В. И. Трефилов, С. А. Фирстов, Ю. В. Мильман, *Физические основы прочности тугоплавких металлов* (Киев: Наукова думка: 1975).
 65. П. Б. Хирш, Ф. Дж. Хэмпфри, *Физика прочности и пластичности* (Москва: Металлургия: 1972), с. 158.
 66. A. J. E. Foreman and M. I. Maki, *Phil. Mag.*, 14, No. 9: 911 (1966).
 67. П. Хаазен, *Физическое металловедение* (Москва: Мир: 1968), с. 248.
 68. Р. Фляйшер, У. Хиббард, *Структура и механические свойства металлов* (Москва: Металлургия: 1967), с. 85.
 69. М. И. Гольдштейн, Б. М. Фарбер, *Дисперсионное упрочнение стали* (Москва: Металлургия: 1979).
 70. Э. В. Козлов, Н. А. Попова, Ю. Ф. Иванов, Л. А. Теплякова, *Известия ВУЗов. Физика*, № 10: 13 (1992).
 71. L. A. Norstrom, *Scandinavian J. Met.*, 5, No. 4: 159 (1976).

REFERENCES

1. L. M. Kaputkina, M. L. Bershtein, and V. A. Zaimovskiy, *Termomekhanicheskaya Obrabotka Stali* [Thermomechanical Treatment of Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1983) (in Russian).
2. L. I. Tushinskiy, *Teoriya i Tekhnologiya Uprochneniya Metallicheskih Splavov* [Theory and Technology of Hardening of Metal Alloys] (Novosibirsk: Nauka: 1990) (in Russian).
3. P. D. Odesskiy and I. I. Vedyakov, *Malouglerodistye Stali dlya Metallicheskih Konstruktsiy* [Mild Steel for Metal Structures] (Moscow: Intermet Inzhiniring: 1999) (in Russian).
4. O. G. Sokolov and V. P. Leonov, *Metall*, No. 5: 115 (2001) (in Russian).
5. M. L. Bernshtein, *Struktura Deformirovannykh Metallov* [The Structure of Deformed Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
6. P. D. Odesskiy and D. P. Khromov, *MiTOM*, No. 3: 13 (1992) (in Russian).
7. Yu. D. Morozov, A. M. Stepashin, and S. V. Aleksandrov, *Metallurg*, No. 5: 43 (2002) (in Russian).
8. N. P. Lyakishev, S. I. Tishaev, P. D. Odesskiy, and A. V. Rudchenko, *Izvestiya RAN. Metally*, No. 2: 96 (1993) (in Russian).
9. L. I. Efron, D. A. Litvinenko, and A. A. Efimov, *Izvestiya RAN. Metally*, No. 6: 99 (1993) (in Russian).
10. B. B. Bykhin, A. T. Kanaev, A. F. Kapushchak, and A. A. Kanaev, *Stal'*, No. 12: 46 (1998) (in Russian).
11. A. B. Yuryev, *Uprochnenie Stroitel'noi Armatury i Prokatnykh Valkov*

- [Strengthening of Building Bar and Forming Rolls] (Novosibirsk: Nauka: 2006) (in Russian).
12. V. E. Gromov, O. Yu. Efimov, V. B. Kosterev, A. B. Yuryev, and V. Ya. Chinokalov, *Strukturno-Fazovye Sostoyaniya i Svoistva Uprochnennykh Stal'nogo Prokata i Chugunnykh Valkov* [Structure-Phase States and Properties of Strengthened Rolled Steel and Cast Iron Rolls] (Novokuznetsk: Inter-Kuzbass: 2011) (in Russian).
 13. O. Yu. Efimov, O. V. Dikan', M. V. Zezikov, E. G. Belov, E. A. Ivanov, A. V. Smarygin, I. M. Chernov, and V. Ya. Chinokalov, *Ustroistvo dlya Uskorennogo Okhlazhdeniya i Gidrotransportirovaniya Shakhtnoy Stoiki* [A Device for Rapid Cooling and Rack Shaft Hydrotransportation] ('EVRAZ Consolidated West-Siberian Metallurgical Plant'): Patent 81911 RF, MPK V21V 45/02, No. 2008135416, Appl. 01.09.2008, Publ. 10.04.2009, Bulletin No. 10.
 14. A. B. Yuryev, O. Yu. Efimov, O. V. Dikan', M. V. Zezikov, E. G. Belov, E. A. Ivanov, A. V. Smarygin, I. M. Chernov, A. A. Nechunaev, and V. Ya. Chinokalov, *Ustroistvo dlya Uskorennogo Okhlazhdeniya i Gidrotransportirovaniya Dvutavra* [A device for Rapid Cooling and an H-Beam Hydrotransportation]: ('EVRAZ Consolidated West-Siberian Metallurgical Plant'): Patent 97284 RF, MPK V21V 45/02, No. 2010111067/22, Appl. 23.03.2010, Publ. 10.09.2010, Bulletin No. 25.
 15. A. B. Yuryev, V. D. Sarychev, V. Ya. Chinokalov, M. V. Zezikov, and V. E. Gromov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 2: 38 (2002) (in Russian).
 16. Eh. V. Kozlov, A. V. Plevkov, and A. B. Yuryev, *Izvestiya VUZov. Fizika*, No. 3: 49 (2002) (in Russian).
 17. A. B. Yuryev, V. E. Gromov, V. Ya. Chinokalov, V. Ya. Tsellermaer, and Eh. V. Kozlov, *Materialovedenie*, No. 10: 26 (2003) (in Russian).
 18. Yu. F. Ivanov, A. B. Yuryev, and A. B. Plevkov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 10: 57 (2003) (in Russian).
 19. A. B. Yuryev, Yu. F. Ivanov, M. M. Morozov, V. E. Gromov, and Eh. V. Kozlov, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov* [Deformation and Destruction of Materials], No. 3: 43 (2005) (in Russian).
 20. V. E. Panin, V. A. Likhachev, and Yu. V. Grinyaev, *Strukturnye Urovni Deformatsii Tverdykh Tel* [Structural Levels of Deformation of Solids] (Novosibirsk: Nauka: 1985) (in Russian).
 21. V. E. Gromov, Eh. V. Kozlov, and V. A. Berdyshev, *Gradientnye Strukturno-Fazovye Sostoyaniya v Rel'sovoi Stali* [Gradient Structural-Phase State in the Rail Steel] (Moscow: Nedra: 2000) (in Russian).
 22. O. Yu. Efimov, A. B. Yuryev, and V. E. Gromov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 12: 57 (2007) (in Russian).
 23. E. G. Belov, V. Ya. Chinokalov, L. M. Poltoratskiy, O. Yu. Efimov, and V. E. Gromov, *Problemy Chernoi Metallurgii i Materialovedeniya*, No. 3: 62 (2009) (in Russian).
 24. E. G. Belov, O. Yu. Efimov, L. M. Poltoratskiy, V. Ya. Chinokalov, and V. E. Gromov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 12: 18 (2009) (in Russian).
 25. E. G. Belov, L. M. Poltoratskiy, O. Yu. Efimov, S. V. Konovalov, and V. E. Gromov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 2: 33 (2010)

- (in Russian).
26. P. B. Hirsch, A. Howie, R. B. Nicholson, D. W. Pashley, and M. J. Whelan, *Elektronnaya Mikroskopiya Tonkih Kristallov* [Electron Microscopy of Thin Crystals] (Moscow: Mir: 1968) (Russian translation).
 27. D. Brandon and W. D. Kaplan, *Microstructural Characterization of Materials. 2nd edition* (Chichester, England: John Wiley & Sons Ltd.: 2008).
 28. L. M. Utevskiy, *Difraktsionnaya Elektronnaya Mikroskopiya v Metallovedenii* [Diffraction Electron Microscopy in Metallurgical Science] (Moscow: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
 29. G. Tomas and M. J. Goringe, *Transmission Electron Microscopy of Metals* (New York: Wiley: 1979).
 30. Yu. N. Petrov, *Defekty i Bezdiffuzionnoe Prevrashchenie v Stali* [Defects and Diffusionless Transformation in Steel] (Kiev: Naukova Dumka: 1978) (in Russian).
 31. V. M. Schastlivtsev, D. A. Mirzaev, and I. L. Yakovleva, *Struktura Termicheskii Obrabotannoi Stali* [The Structure of the Heat-Treated Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1994) (in Russian).
 32. A. Yu. Kaletin, V. M. Schastlivtsev, N. T. Kareva, and M. A. Smirnov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **56**, No. 2: 366 (1983) (in Russian).
 33. N. A. Koneva and Eh. V. Kozlov, *Izvestiya VUZov. Fizika*, No. 8: 3 (1982) (in Russian).
 34. Yu. F. Ivanov, *Sbornik Trudov 'Evolutsiya Dislokatsionnoi Struktury, Uprochnenie i Razrushenie Splavov'* [Collected Papers 'Evolution of Dislocation Structure, Hardening Alloys and Destruction'] (Tomsk: TGU: 1992), p. 52 (in Russian).
 35. N. A. Koneva and Eh. V. Kozlov, *Vestnik TGASU*, No. 1: 21 (1999) (in Russian).
 36. V. E. Gromov, Eh. V. Kozlov, V. I. Bazajkin, V. Ya. Cellermaer, and Yu. F. Ivanov, *Fizika i Mehanika Volocheniya i Obyemnoi Shtampovki* [Physics and Mechanics of Drawing and Forging] (Moscow: Nedra: 1997) (in Russian).
 37. L. I. Tushinskiy, A. A. Bataev, and L. B. Tikhomirova, *Struktura Perlita i Konstruktivnaya Prochnost' Stali* [Pearlite Structure and Structural Hardness of Steel] (Novosibirsk: VO Nauka: 1993) (in Russian).
 38. Yu. F. Ivanov and Eh. V. Kozlov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 12: 38 (1990) (in Russian).
 39. Yu. F. Ivanov and Eh. V. Kozlov, *Izvestiya VUZov. Fizika*, No. 2: 39 (1993) (in Russian).
 40. Yu. F. Ivanov, *Izvestiya VUZov. Fizika*, No. 5: 74 (1993) (in Russian).
 41. Yu. F. Ivanov and Eh. V. Kozlov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 12: 26 (1994) (in Russian).
 42. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, V. V. Tsellermaer, N. A. Popova, and Eh. V. Kozlov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 6: 31 (2001) (in Russian).
 43. Yu. F. Ivanov, A. B. Yuryev, V. V. Kovalenko, A. V. Plevkov, V. E. Gromov, and Eh. V. Kozlov, *Izvestiya Akademii Nauk. Seriya Fizicheskaya*, **67**, No. 10: 1402 (2003) (in Russian).
 44. A. B. Yuryev, Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, and Eh. V. Kozlov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 6: 34 (2004) (in Russian).

45. V. V. Kovalenko, Yu. F. Ivanov, A. B. Yuryev, Eh. V. Kozlov, and V. E. Gromov, *Materialovedenie*, No. 6 (99): 49 (2005) (in Russian).
46. A. B. Yuryev, Yu. F. Ivanov, M. M. Morozov, and V. E. Gromov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 6: 39 (2005) (in Russian).
47. Yu. F. Ivanov, I. B. Tsellermaer, V. P. Rotshtein, and V. E. Gromov, *Fizicheskaya Mezomekhanika*, **9**, No. 5: 107 (2006) (in Russian).
48. O. Yu. Efimov, A. B. Yuryev, Yu. F. Ivanov, and V. E. Gromov, *Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya*, No. 2: 54 (2007) (in Russian).
49. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, S. V. Konovalov, *Arabian Journal for Science and Engineering*, **34**, No. 2A: 219 (2009).
50. V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, S. V. Konovalov, A. B. Yuryev, O. Yu. Efimov, E. G. Belov, V. B. Kosterev, V. Ya. Chinokalov, *Prochnost' i Plastichnost' Materialov pri Vneshnem Energeticheskom Vozdeistvii* [Strength and Plasticity of Materials at an External Energy Exposure] (Novokuznetsk: Izd-vo 'Inter-Kuzbass': 2010), p. 152 (in Russian).
51. M. V. Belous, V. T. Cherepin, and M. A. Vasil'ev, *Prevrashcheniya pri Otpuske Stali* [Transformations at Tempering Steel] (Moscow: Metallurgiya: 1973) (in Russian).
52. G. Speich and P. R. Swann, *J. Iron and Steel Inst.*, **203**, No. 4: 480 (1965).
53. V. I. Izotov and A. G. Kozlova, *Fizika i Mekhanika Materialov*, **80**, No. 1: 97 (1995) (in Russian).
54. V. I. Izotov and G. A. Filippov, *Fizika i Mekhanika Materialov*, **87**, No. 4: 72 (1999) (in Russian).
55. G. R. Speich, *Trans. Met. Soc. AIME*, **245**, No. 10: 2553 (1969).
56. D. Kalich and E. M. Roberts, *Met. Trans.*, **2**, No. 10: 2783 (1971).
57. E. J. Fasiska and H. Wagenblat, *Trans. Met. Soc. AIME*, **239**, No. 11: 1818 (1967).
58. N. Ridley, H. Stuart, and L. Zwell, *Trans. Met. Soc. AIME*, **246**, No. 8: 1834 (1969).
59. S. I. Veselov and E. Z. Spektor, *Fizika i Mekhanika Materialov*, **34**, No. 5: 895 (1972) (in Russian).
60. M. V. Belous, *Metallofizika. Resp. Mezhved. Sbornik*, No. 32: 79 (1970) (in Russian).
61. M. V. Belous, *Zakonomernosti Formirovaniya Karbidnykh i Nitridnykh Faz pri Otpuske Splavov Zheleza* [Laws of Formation of Carbide and Nitride Phases on Tempering Iron Alloys] (Thesis of Disser. for Dr. Tech. Sci.) (Kiev: 1972) (in Russian).
62. V. N. Gridnev, V. G. Gavriilyuk, V. M. Nadutov, and Yu. A. Polushkin, *Fizika i Mekhanika Materialov*, **50**, No. 3: 582 (1980) (in Russian).
63. Yu. F. Ivanov, E. V. Kornet, Eh. V. Kozlov, and V. E. Gromov, *Zakalennaya Konstruktsionnaya Stal': Struktura i Mekhanizmy Uprochneniya* [Hardened Constructional Steel: The Structure and Hardening Mechanisms] (Novokuznetsk: Izd-vo SibGIU: 2010) (in Russian).
64. V. I. Trefilov, S. A. Firstov, and Yu. V. Mil'man, *Fizicheskie Osnovy Prochnosti Tugoplavkikh Metallov* [Physical Basis of the Strength of Refractory Metals] (Kiev: Naukova Dumka: 1975) (in Russian).
65. P. B. Hirsch and F. J. Humphreys, *Fizika Prochnosti i Plastichnosti* [Physics of Strength and Plasticity] (Moscow: Metallurgiya: 1972), p. 158 (Russian translation).

66. A. J. E. Foreman and M. I. Maki, *Phil. Mag.*, **14**, No. 9: 911 (1966).
67. P. Haazen, *Fizicheskoe Metallovedenie* [Physical Metallurgy] (Moscow: Mir: 1968), p. 248 (Russian translation).
68. R. Fleischer and W. Hibbard, *The Relation Between Structure and Mechanical Properties of Metals*, (H.M.S.O.: London: 1963), vol. 1., p. 262.
69. M. I. Gol'dshtein and B. M. Farber, *Dispersionnoe Uprochnenie Stali* [Precipitation-Hardening Steels] (Moscow: Metallurgiya: 1979) (in Russian).
70. Eh. V. Kozlov, N. A. Popova, Yu. F. Ivanov, and L. A. Teplyakova, *Izvestiya VUZov. Fizika*, No. 10: 13 (1992) (in Russian).
71. L. A. Norstrom, *Scandinavian J. Met.*, **5**, No. 4: 159 (1976).

*Siberian State Industrial University,
42, Kirov Str.,
654007 Novokuznetsk, Russian Federation

†National Research Tomsk Polytechnic University,
2/3, Akademicheskiiy Avenue,
634055 Tomsk, Russian Federation

‡Institute of High Current Electronics, SB R.A.S.,
2/3, Akademicheskiiy Avenue,
634055 Tomsk, Russian Federation

§OAO 'EVRAZ Consolidated West-Siberian Metallurgical Plant',
Kosmicheskoye Shosse, 16,
654042 Novokuznetsk, Russian Federation

¹ Fig. 1. Diagram of structures formed in a hardened reinforcement rod. 1—region of martensite tempering; 2—region of bainite tempering; 3—anisotropic subgrains; 4—isotropic subgrains; 5—Widmanstätten ferrite; 6—'pseudopearlite'; 7—lamellar pearlite; 8—ferrite grains; I—surface zone; II—transition zone; III—central zone.

² TABLE 1. Chemical composition of the material at issue.

³ TABLE 2. Regimes of thermomechanical hardening of rolled stock.

⁴ Fig. 2. Scheme of preparing of H-beam sample in manufacturing of foils for analysis via the transmission electron diffraction microscopy.

⁵ Fig. 3. Electron microscopy image of plates of 'carbideless' bainite observed in 09Г2С steel. Here, *a*—light field; *б*, *в*—dark field obtained in reflections [110] α -Fe and [112] α -Fe, respectively; *z*—microelectron diffraction pattern, arrows point to reflections of obtaining the dark field: 1—for image *б*, 2—for image *в*.

⁶ Fig. 4. Electron microscopy image of subgrains, which formed in grains of structurally free ferrite.

⁷ Fig. 5. Bend extinction contours (designated with arrows) observed in ferrite grains (*a*, *б*), in subgrains (*в*) and band substructure (*z*) of steel 09Г2С.

⁸ Fig. 6. Analysis of field gradient of internal stresses formed in the ferrite grain bulk. The source of stress field is a pearlite-ferrite grain interface; *a*—light field image of steel structure; *б*—plot of width of bend extinction contour as a function of distance to the stress source (origin of coordinates in the image *a*).

⁹ Fig. 7. Diagram of structures presented in grains of structurally free ferrite in 09Г2С steel. 1—region of existence of band substructure; 2—substructure of dislocation chaos and nets; 3—subgranular structure; 4—cellular substructure.

¹⁰ Fig. 8. Dependence of scalar density of dislocations on distance to treatment surface located in ferrite grains.

¹¹ Fig. 9. Pearlite structure of 09Г2С steel formed in conditions of thermomechanical treatment and subsequent accelerated cooling, where *a*—light field, *в*—dark field, *б* and *z*—microelectron diffraction patterns.

¹² Fig. 10. Subgranular structure and fragmented plates of pearlite grain cementite: *a*—light field, *б*—dark field obtained on reflection [121] Fe_3C , *в*—microelectron diffraction pattern, arrow designates the reflection where dark field is observed.

¹³ Fig. 11. Electron microscopy image of lamellar pearlite structure; *a*—light field; *б*—dark field obtained on reflection [021] Fe_3C ; *в*—microelectron diffraction pattern, arrow designates the reflection where the dark field is observed.

¹⁴ TABLE 3. Values of nanohardness and Young modulus for 09Г2С steel.

¹⁵ TABLE 4. Tribological characteristics of 09Г2С steel.

¹⁶ Fig. 12. Microhardness profile of H-beam flange subjected to hardening treatment.

¹⁷ TABLE 5. Values for proportionality coefficient k_i in equation (5).

¹⁸ TABLE 6. Estimates of hardening mechanisms.

¹⁹ Fig. 13. Change in yield point along cross-section of flange of thermomechanically hardened beam of steel 09Г2С.